

**Aus der Poliklinik für Zahnärztliche Prothetik der
Ludwig-Maximilians-Universität zu München
Direktor: Professor Dr. Dr. h.c. Wolfgang Gernet**

**Untersuchung zur Biegefestigkeit von Zirkoniumdioxid
nach unterschiedlicher Oberflächenbearbeitung und
künstlicher Alterung**

**Dissertation
zum Erwerb des Doktorgrades der Zahnheilkunde
an der Medizinischen Fakultät der
Ludwig-Maximilians-Universität zu München**

vorgelegt von
Gruber Monika
aus Haag
2009

**Mit Genehmigung der medizinischen Fakultät
der Universität München**

Berichterstatter: Prof. Dr. Dr. h.c. Wolfgang Gernet

Mitberichterstatter: Priv. Doz. Dr. Karin Huth

**Mitbetreuung durch den
promovierten Mitarbeiter:** Dr. Florian Beuer

Dekan: Prof. Dr. med. Dr. h.c. M. Reiser, FACR, FRCR

Tag der mündlichen Prüfung: 25.05.2009

Meinem lieben Vater in großer Dankbarkeit

Inhaltsverzeichnis	Seite
1 Einleitung	9
2 Literaturübersicht	10
2.1 <u>Keramik in der Zahnheilkunde</u>	10
2.1.1 Geschichtliche Entwicklung	10
2.1.2 Definition	12
2.1.3 Einteilung der Dentalkeramiken	12
2.1.3.1 Feldspatkeramiken	14
2.1.3.2 Glaskeramiken	15
2.1.3.3 Glasinfiltrierte Keramiken	17
2.1.3.4 Polykristalline Keramiken	18
2.1.3.5 Zirkoniumoxid	19
2.2 <u>CAD/CAM-Verfahren</u>	26
2.2.1 Definition	26
2.2.2 Entwicklung der CAD/CAM-Systeme	26
2.2.3 Dentale Systeme	27
2.3 <u>Werkstoffkundliche Parameter von Keramiken</u>	30
2.3.1 Biegefestigkeit	30
2.3.2 Weibull-Analyse	31
2.3.3 Risszähigkeit	32
2.4 <u>Einflussfaktoren auf die Festigkeit vollkeramischer Restaurationen</u>	34
2.4.1 Mechanische Wechselbelastung	34
2.4.2 Korrosion	35
2.4.3 Thermische Wechselbelastung	36
2.4.4 Oberflächenbeschaffenheit	37
2.4.5 Mechanische Vorschädigung	41
2.4.5.1 Schleifen	42
2.4.5.2 Korundstrahlen	45

3	Material und Methode	47
3.1	<u>Übersicht</u>	47
3.2	<u>Umbau der Linearschleifvorrichtung</u>	48
3.2.1	Anfertigung der Turbinenhalterung.....	49
3.2.2	Anfertigung der Schraubvorrichtung.....	51
3.2.3	Anfertigung der Planparallelplatten.....	52
3.2.4	Justierung der Schleifvorrichtung.....	53
3.3	<u>Herstellung der Proben</u>	55
3.3.1	Schneiden und Sintern der Proben.....	55
3.3.2	Planparallelschleifen der Proben.....	56
3.4	<u>Bearbeitung der Proben</u>	58
3.4.1	Probenverteilung.....	58
3.4.2	Schleifen der Proben.....	58
3.4.3	Korundstrahlen der Proben.....	62
3.5	<u>Rasterelektronenmikroskopaufnahmen (REM)</u>	63
3.6	<u>Bestimmung der Dicke und Parallelität der Proben</u>	65
3.7	<u>Alterung der Proben</u>	66
3.8	<u>Bruchtest</u>	67
3.9	<u>Statistische Auswertung</u>	68
3.10	<u>Berechnung der Biegefestigkeit</u>	69
4	Ergebnisse	70
4.1	<u>Biegefestigkeitswerte der Oberflächenbearbeitung</u>	70
4.1.1	Rot-Ring bearbeitet, nicht gealtert.....	70
4.1.2	Blau-Ring bearbeitet, nicht gealtert.....	71
4.1.3	Grün-Ring bearbeitet, nicht gealtert.....	72
4.1.4	1x korundgestrahlt, nicht gealtert.....	73
4.1.5	3x korundgestrahlt, nicht gealtert.....	74
4.1.6	Unbearbeitet, nicht gealtert.....	75

4.2	<u>Vergleich aller untersuchten Proben</u>	76
4.3	<u>Vergleich der nicht gealterten mit den gealterten Proben</u>	78
4.4	<u>Vergleich der bearbeiteten Proben</u>	80
4.5	<u>Berechnung des Weibull-Moduls</u>	81
4.6	<u>Substanzabtrag der unterschiedlichen Bearbeitungsformen</u>	82
4.7	<u>Auswertung der REM Aufnahmen</u>	83
4.7.1	Rot-Ring bearbeitet.....	83
4.7.2	Blau-Ring bearbeitet.....	84
4.7.3	Grün-Ring bearbeitet.....	85
4.7.4	1x korundgestrahlt.....	86
4.7.5	3x korundgestrahlt.....	87
4.7.6	Unbearbeitet.....	88
5	Diskussion	89
5.1	<u>Zirkoniumoxid</u>	89
5.2	<u>In-vitro-Untersuchung</u>	90
5.3	<u>Material und Methode</u>	90
5.3.1	Versuchsaufbau.....	90
5.3.2	Herstellung der Proben.....	92
5.3.3	Bearbeitung der Proben.....	94
5.3.4	Alterung.....	99
5.3.5	Bestimmung der Dicke und Parallelität.....	100
5.3.6	Bruchversuch.....	101
5.4	<u>Ergebnisse</u>	103
6	Zusammenfassung	109
6.1	Schlussfolgerung für die Praxis.....	111

7	Literaturverzeichnis.....	112
8	Materialliste.....	130
9	Danksagung.....	131
10	Lebenslauf.....	132

1 Einleitung

Das wachsende ästhetische Bewusstsein der Bevölkerung sowie das Interesse nach jugendlichem Aussehen führten in den letzten Jahren zu einer steigenden Nachfrage nach unsichtbarem Zahnersatz [100].

Bislang wurde diesem Wunsch durch die keramische Verblendung von Metallgerüsten, die dem Zahnersatz die notwendige Stabilität und Festigkeit für funktionelle Belastung gewährleisten, nachgekommen [99]. Doch die seit langer Zeit bewährten Kronen und Brücken aus Metallkeramik werden zunehmend von metallfreien Restaurationen verdrängt [125].

Mit dem Werkstoff Zirkoniumoxid ist es gelungen, eine für dentale Anwendungen ideale Kombination von hoher Festigkeit, Bruchzähigkeit, Biokompatibilität und Ästhetik zu realisieren. Das metallfreie Gerüstmaterial hat inzwischen die Indikation für vollkeramische Systeme auf den Seitenzahnersatz ausgedehnt [119].

Der keramische Werkstoff bietet jedoch nicht nur Vorteile. Als kennzeichnende Eigenschaften gelten die Sprödigkeit des Werkstoffes und seine geringe Bruchfestigkeit im Vergleich zu Metallkeramikrestaurationen [9, 10, 72].

Da aber nicht nur die oben genannten Eigenschaften [87, 97, 121], sondern auch die Oberflächenbeschaffenheit des Zahnersatzes zur Langlebigkeit beiträgt, spielt die sachgemäße Bearbeitung von Zirkoniumoxid eine wichtige Rolle [97, 137]. Die Oberflächenbearbeitung keramischer Werkstoffe hat einen entscheidenden Einfluss auf die Biegefestigkeit des Materials. So kann ein Schleifen oder Fräsen von gesinterten Keramiken bewirken, dass Mikrorisse an der Oberfläche auftreten und dadurch die Festigkeit und Stabilität der Restauration vermindert wird. Punktuelle Überhitzung oder unsachgemäßes Strahlen mit Al_2O_3 können zu einem deutlichen Verlust an Festigkeit führen [51, 53, 137].

Aus diesem Grund war es Ziel dieser Arbeit, anhand des biaxialen Versuchsaufbaus die Auswirkung von verschiedenen Bearbeitungsformen, wie sie zum Aufpassen vollkeramischer Systeme verwendet werden, auf die Biegefestigkeit von Zirkoniumoxidprüfkörpern zu untersuchen. Zusätzlich sollte der Einfluss der mechanischen Alterung berücksichtigt werden.

2 Literaturübersicht

2.1 Keramik in der Zahnheilkunde

2.1.1 Geschichtliche Entwicklung

Keramiken waren wahrscheinlich die ersten Werkstoffe, die vom Menschen künstlich hergestellt wurden. Das wohl zunächst zufällig im Feuer gebrannte Material (griechisch *keramos* = gebrannter Stoff, aus Ton gefertigte Gegenstände; *kerameus* = Töpfer) wurde, wie Funde aus der Zeit um 23000 v. Chr. im Gebiet des heutigen Böhmens belegen, schon früh in der Menschheitsgeschichte bewusst verwendet. Seit etwa 100 v. Chr. ist auch die Herstellung von Steinzeug (härtere, dicht gesinterte, wasserundurchlässiger Scherben) bekannt [100]. Aus dem Porzellan, dem edelsten Tonzeug, das bereits 700 n. Chr. in China hergestellt wurde, und den Glasurmaterialien entwickelten sich die heutigen dentalkeramischen Massen. Im 15. Jahrhundert erst gelangte das Porzellan mit den Portugiesen nach Europa und etablierte sich bis Mitte des 18. Jahrhunderts.

Bis zu dieser Zeit wurden zum Ersatz von Zähnen fast ausschließlich Knochen, Elfenbein und natürliche Zähne verwendet, die jedoch in der biologischen und chemischen Beständigkeit erhebliche Mängel aufwiesen. Somit versuchte man mit der neuen Materialgruppe der Silikatwerkstoffe natürlich aussehenden Zahnersatz anzufertigen. Die ersten Versuche, glasartiges Email auf Gold und Kupferplatten aufzubrennen, führte 1728 *Fauchard* durch. Mitte des 19. Jahrhunderts begann mit den Zahnfabriken von *Stockton und S.S. White* in Amerika die industrielle Produktion von künstlichen Zähnen [104, 124].

Das erste Verfahren zur Herstellung vollkeramischer Kronen wurde 1896 von *Charles Henry Land* vorgestellt. Dabei brannte der Zahntechniker Feldspatkeramik auf einen mit Platinfolie abgedeckten Zahnstumpf auf. Erst 1965 führte dies durch die Untersuchungen von *McLean* über eine Festigkeitssteigerung der bislang zu fragilen Kronen durch Aluminiumoxidzusatz zur populären so genannten Porzellan-Mantelkrone (Jacketkrone). Das damals wohl bekannteste Produkt war das Vitadur - System [104, 65].

In den fünfziger Jahren lag das Augenmerk der Forschung auf der keramischen verblendeten Metallkrone. Dabei wurde eine auf die Legierung abgestimmte Keramikmasse auf ein Kronenmetallgerüst aufgebrannt, wobei man über Haftoxide unedler Legierungszusätze einen sicheren Keramik-Metall-Verbund schafft. Damit waren aufgrund größerer Festigkeitswerte selbst mehrspannige Brückengerüste im Seitenzahnbereich bei akzeptabler Ästhetik möglich. So entstand eine Technik, die bis heute als Standard bei zahnfarbenem Zahnersatz anzusehen ist [55].

Die Passgenauigkeit einer Vollgußkrone und einer metallkeramischen Krone ist identisch. Allerdings lässt sich die Biokompatibilität und die Ästhetik nicht mit einer vollkeramischen Restauration vergleichen, da Oxidationsprodukte zu einer verminderten Gewebeverträglichkeit führen und die ästhetische Wirkung durch mangelnde Transluzenz deutlich herabgesetzt wird [104, 124].

Die Entwicklung vollkeramischer Versorgungen war durch die Etablierung der Metallkeramik zunächst verzögert. Es wurden auf der Basis der Forschung *McLeans* erneute Versuche mit Aluminiumoxidzusätzen unternommen; man brannte jetzt auf feuerfesten Stümpfen. Allerdings konnten auch diese Produkte (Mirage, Optec, Hi-Ceram) keine überzeugenden klinischen Langzeitergebnisse liefern.

Zu Beginn der achtziger Jahre setzte neben der Sintertechnologie die Entwicklung der gießbaren Glaskeramiken ein, die vor allem für Einlagefüllungen verwendet wurden [65]. Gleichzeitig kamen neben der bewährten Sintertechnologie noch andere Verfahren, wie das Guß-, Press- und Fräsverfahren, zur Einführung.

Durch die Maschinenfräsung von industriell gefertigten Keramikblöcken aus Zirkoniumoxid oder Aluminiumoxid mittels der Anfang der 80er Jahre entwickelten CAD/CAM-Systemen oder mittels Kopierfräsung ist es heutzutage möglich, Keramikrestaurationen mit verbesserten mechanischen Eigenschaften herzustellen [27, 65, 117]. Damit konnte das Indikationsspektrum der vollkeramischen Restaurationen auf bisher noch nicht zu empfehlende Bereiche, wie zum Beispiel mehrgliedrige Brücken im Seitenzahngebiet, ausgeweitet werden [17, 31, 65, 81]

2.1.2 Definition

Ursprünglich war der Begriff Keramik eng gefasst und bezog sich auf Produkte, die aus Ton durch Formen und anschließendem Brennen hergestellt wurden. Allgemeiner formuliert umfasst die Werkstoffgruppe der Keramiken verschiedene anorganische, nichtmetallische Werkstoffe, die in Wasser schwer löslich und wenigstens zu dreißig Prozent kristalliner Struktur sind [49, 87]. In der Regel werden diese Werkstoffe bei Raumtemperatur aus einer Rohmasse geformt und erhalten ihre typischen Werkstoffeigenschaften durch einen Sintervorgang bei Temperaturen, die zumeist über 800 °C liegen [60]. Für manche Keramiken erfolgt die Formgebung erst bei erheblich höheren Temperaturen oder über den Schmelzfluss mit anschließender Kristallisation [55, 49]. In keramischen Materialien liegen die Atome räumlich geordnet (kristallin) oder regellos (amorph) im Festkörper vor. Bei den kristallinen Anteilen zeigen die Atome eine regelmäßige Anordnung mit vorherrschenden starken Bindungsarten, z. B. kovalenten Bindungen und Ionenbindungen. Ist der atomare Aufbau dagegen unregelmäßig, spricht man von einer nichtkristallinen, das heißt amorphen Struktur. Oftmals können dieselben Atomkombinationen beide Strukturformen ausbilden, abhängig vom Herstellungsprozess und der Zeit, die zur Gruppierung der Atome zur Verfügung steht [49].

2.1.3 Einteilung der Dentalkeramiken

Die in der Zahnmedizin verwendeten Keramiken werden nach ihrer chemischen Zusammensetzung differenziert. Dabei kann man zwei übergeordnete Gruppen unterscheiden, zum einen die mehrphasigen Silikatkeramiken, die einen hohen Glasanteil aufweisen, und zum anderen die einphasigen Oxidkeramiken, deren Glasanteil nur sehr gering ist. Die Silikatkeramiken werden weiter in Feldspat- und Glaskeramiken unterteilt, die Oxidkeramiken in glasinfiltrierte und polykristalline Keramiken [99, 102, 118].

1. Silikatkeramische Werkstoffe						
Gefüge	grob		fein			
	porös	dicht	porös		dicht	
Wasseraufnahme- fähigkeit [Gew.%]	> 6	< 6	> 2		< 2	
Scherben	farbig	farbig	farbig	hell bis weiß	farbig	hell bis weiß (fuchsindicht)
1.1 Tonkeramische Erzeugnisse (Scherben enthalten Mullit als wesentlichen Gefügebestandteil)						
Beispiele	Ziegel	Klinker Baukeramik	Töpferwaren	Tonsteingut	Fliesen Sanitärwaren	Hartporzellan Weichporzellan Dentalkeramik
1.2 Sonstige Silikatkeramische Erzeugnisse						
Beispiele	Silikatsteine	Schmelzge- gossene, feuerfeste Steine		Cordierit	Cordierit	Steatit Li-Al-Silikat
2. Oxidkeramische Werkstoffe						
Gefüge	grob		fein			
2.1 Einfache Oxide						
Beispiele	Aluminiumoxid Magnesiumoxid Calciumoxid		Aluminiumoxid Magnesiumoxid Berylliumoxid Titanoxid Zirkoniumdioxid			
2.2 Komplexe Oxide						
Beispiele	Chromit		Perowskite Spinelle Granate			
3. Nichtoxidische keramische Werkstoffe						
Gefüge	grob		fein			
Beispiele	Kohlenstoff Graphit		Nitride Carbide Kohlenstoff			

Tab. 1: Systematik der keramischen Werkstoffe nach Schüller [118].

2.1.3.1 Feldspatkeramiken

Die Feldspatkeramiken bestehen in ihren Hauptanteilen zu 60 bis 80 % aus Feldspat, zu 15 bis 25 % aus Quarz und zu 0 bis 5 % aus Kaolin [27, 87, 124]. Der Unterschied zum Porzellan liegt im verminderten Kaolin- und hohen Feldspatanteil. Feldspat stellt ein Mischkristallsystem dar und besteht zumeist aus Kalifeldspat (Orthoklas), Natronfeldspat (Albit) und Kalkfeldspat (Anorthit) [27, 105, 124]. Feldspate sind stark verbreitete Minerale, die nur selten in einer typenreinen Form vorkommen. Entscheidend für das Verhalten der Keramik während des Brennvorganges ist der Gehalt an Kalifeldspat, der in der schmelzflüssigen Phase Leuzitkristalle bildet, die den dentalkeramischen Schmelzen innerhalb des Schmelzintervalls ihre hohe Viskosität und Standfestigkeit verleihen. Zudem bestimmt der Anteil an Leuzitkristallen die mechanische Festigkeit und den Wärmeausdehnungskoeffizienten der Dentalkeramiken [27, 87]. Der Quarz, chemisch SiO_2 , ist eines der am weitesten verbreiteten Minerale und liegt in kristalliner Form vor. Man unterscheidet insgesamt sieben verschiedene Modifikationen der Kristallstruktur: Quarz (α und β), Tridymit (α , β und γ) und Cristobalit (α und β). In den keramischen Massen wird er als Magerungsmittel verwendet und trägt durch sein thermovolumetrisches Verhalten zu einer Verringerung der Sinterschwindung bei [56, 105]. Beim Kaolin, das in dentalkeramischen Massen nur geringfügig vorhanden ist, handelt es sich um ein Aluminiumsilikat, in dem Wasser in Form von Hydroxylgruppen gebunden ist. Es entsteht als Verwitterungsprodukt aus Feldspat und verleiht Porzellanmassen Plastizität und Formbarkeit [56].

Neben diesen Hauptbestandteilen gibt es eine große Anzahl weiterer Zusätze, welche die Eigenschaften der dentalkeramischen Massen modifizieren [105]. Durch Flussmittelzusätze wie Kaliumkarbonat, Natriumkarbonat, Kaliumphosphat, Borax Bleioxid, Kaliumoxid oder Magnesiumoxid können die Schmelz- und Erweichungstemperaturen erniedrigt werden. Die Anwendung der Flussmittel ist allerdings aufgrund ihrer Toxizität eingeschränkt [88]. Weitere Zusätze sind brennfeste Metalloxide und -salze als Farbzusätze sowie Fluoreszenzbildner, wie Caesium, Samarium und Uran, die zur differenzierten Beeinflussung der optischen Eigenschaften dienen [87]. Durch die Zugabe von Gefüge verstärkenden Kristalliten zu den dentalkeramischen Massen kann eine Erhöhung der Bruchfestigkeit erreicht werden.

Hierzu werden hoch schmelzende feste Oxide des Siliziums, des Aluminiums, des Magnesiums und des Zirkoniums genutzt, ebenso wie Leuzit, Glimmer und Hydroxylapatit [86, 88].

Die Verarbeitung der Feldspatkeramik erfolgt zumeist in Form der so genannten Sintertechnologie. Dabei wird das Keramikpulver mit Flüssigkeit angemischt und auf einen feuerfesten Stumpf oder einer Platinfolie aufgetragen. Als Sintern bezeichnet man den anschließenden Vorgang des Zusammenbackens der Pulverpartikel an den Grenzflächen beim Brennen unterhalb der Schmelztemperatur. Die Verkleinerung der Zwischenräume bedingt einen Volumenschwund von 20 % bis 35 %, der bei der Verarbeitung einkalkuliert werden muss [87, 107]. Der Brennvorgang findet in Vakuumöfen statt, wodurch Porositäten fast vollständig verhindert werden, was sowohl die Festigkeit als auch die Transluzenz der Werkstücke steigert [27].

2.1.3.2 Glaskeramiken

Glaskeramiken weisen ähnlich den Feldspatkeramiken im Ausgangszustand eine amorphe Glasstruktur auf. Je nach Verarbeitungstechnologie sorgen unterschiedliche Mechanismen für eine Festigkeitssteigerung der Keramiken durch Einlagerung feinkörniger Kristalle im Rahmen eines sekundären Kristallisationsprozesses [47]. Die Kristalle sorgen dafür, dass entstehende Risse, die sich durch die Glasanteile bewegen, gestoppt oder umgeleitet werden und so ihr Fortschreiten verlangsamt wird. Um eine möglichst große Steigerung der Festigkeit zu erreichen, sollten die eingelagerten Kristalle klein, jedoch in großer Menge und Dichte vorhanden sein. Des Weiteren sind eine homogene Verteilung und ein fester Verbund der Kristalle mit der Glasphase entscheidend für die Festigkeitssteigerung. Die gleichmäßige Verteilung der Kristalle erreicht man durch die Zugabe geeigneter, kristallisationskeimbildender Zusätze oder Katalysatoren [124].

Die Verarbeitung der Glaskeramiken erfolgt entweder durch Gieß- oder Pressverfahren. Die gegossenen Glaskeramiken werden ähnlich dem dentalen Metallguss im „Lost-Wax“-Verfahren verarbeitet.

Nach dem Einbetten der Wachsmodellation erfolgt der Guss der Glasrohlinge in speziellen Gusszentrifugen bei Schmelztemperaturen zwischen 1350 °C und 1400 °C. Die Restaurationen, die nach dem Guss eine amorphe Glasstruktur besitzen, werden anschließend zur Kristallisation bzw. zum Keramisieren in eine spezielle Einbettmasse eingebettet und sechs Stunden bei 1075 °C getempert. Während dieses Vorganges kommt es zur feinkörnigen Kristallisation. Die so eingelagerten Kristalle verstärken im Sinne einer Rissablenkung den Werkstoff, zudem verringern sie die Transparenz der Glaskeramik. Die Farbgebung der Keramik erfolgt später durch Verblendung mit Feldspatkeramik oder durch mehrmaliges Auftragen und Brennen von Malfarben [27, 112, 125]. Die bekanntesten Vertreter der gießbaren Glaskeramiken sind Dicor® [105] und die Hydroxylapatitkeramik Cerapearl® [27]. Der Indikationsbereich dieser Keramiken beschränkt sich auf adhäsiv befestigte Einzelkronen im Frontzahnbereich, sie haben heute jedoch klinisch kaum noch Bedeutung [122].

Pressbare Glaskeramiken wurden in der Zahnmedizin erstmals in der Form des von *Wohlgend* [142] entwickelten Empress®-Systems angewandt. Analog zu den gießbaren Glaskeramiken stellt man die Restaurationen im „Lost-Wax“-Verfahren her. Die Wachsmodellationen werden in einer Muffel mit spezieller Einbettmasse eingebettet und diese auf ca. 800 °C vorgewärmt. Die vorgefertigten Keramikrohlinge können dann bei ca. 1150 °C in einen plastisch verformbaren Zustand gebracht und mit einem Druck von 5 bar in die feuer- und druckfesten Hohlformen gepresst werden. Die Restaurationen können entweder anatoform gepresst und mit Malfarben individualisiert oder nach Gerüsterstellung mit Feldspatkeramiken verblendet werden. [27, 124]. Bei den erhältlichen Presssystemen handelt es sich zumeist um leuzitverstärkte Glaskeramiken (z.B. IPS Empress®, Optec OPC®, Cerapress®, VitaPress®). Die Leuzitkristalle weisen einen mittleren Durchmesser von 3 µm bis 5 µm auf und liegen in hoher Konzentration (40 – 50 %) homogen verteilt in einem Feldspatglas vor. Durch den höheren Wärmeausdehnungskoeffizienten schwinden die Leuzitkristalle beim Abkühlen stärker als das Glas. Das setzt die Glasmatrix unter innere Druckspannung, wodurch eine Festigkeitssteigerung erreicht wird [39].

Eine weiterentwickelte Presskeramik stellt das IPS-Empress2®-System (Ivoclar Vivadent/Lichtenstein) dar. Die kristalline Phase besteht hier zur Hauptsache aus länglichen Lithiumdisilikat- und Lithiumorthophosphat-Kristallen. Dies ermöglicht eine höhere mechanische Belastbarkeit [58, 106]. Indikationsgebiete konventioneller Presskeramiken sind Inlays, Teilkronen, Veneers und Einzelkronen [26, 76, 124].

Bei der Empress2®-Keramik erweitert sich das Indikationsgebiet auf Front- und Seitenzahnbrücken mit einem Zwischenglied, wobei der endständige Pfeiler maximal ein zweiter Prämolare sein sollte [65, 66, 130, 133, 145].

2.1.3.3 Glasinfiltrierte Keramiken

Das grundlegende Prinzip der glasinfiltrierten Keramiken besteht darin, dass ein zunächst noch poröses, vorgesintertes Aluminiumoxid-Gerüst in einem speziellen Brand, dem so genannten Glasinfiltrationsbrand, mit einem mehrkomponentigen Spezialglas durchsetzt wird. Zunächst bringt man in der Schlickertechnik per Pinsel ein feinkörniges Aluminiumoxispulver nach dem Anmischen mit einer Spezialflüssigkeit auf einen Gipsstumpf auf. Durch den nachträglichen Entzug der Flüssigkeit entsteht ein formstabiles Gerüst, das für zwei Stunden einem Sinterbrand bei 1120 °C unterzogen werden muss. Das entstehende poröse Aluminiumoxidgerüst unterliegt dabei nahezu keiner Volumenschrumpfung und kann im Anschluss mit einer dünnflüssigen Suspension aus lanthanhaltigem Glaspulver und Wasser versehen werden. Daraufhin wird das Werkstück bei 1100 °C über vier Stunden gebrannt. Auftretende Kapillarkräfte sorgen dafür, dass das Gerüst vollständig von der Glasschmelze infiltriert wird [11, 14, 59, 73, 83]. Es resultiert ein hochfestes, opakes Gerüst, das anschließend mit feldspatkeramischer Verblendmassen charakterisiert werden muss.

Die glasinfiltrierten Aluminiumoxidkeramiken sind bekannt unter dem Handelsnamen In-Ceram®. Man unterscheidet drei verschiedene Modifikationen des Systems [102]. Die ursprüngliche Form In-Ceram® -Alumina hat sich für die Herstellung konventionell zementierter Front- und Seitenzahnkronen bewährt [11, 101].

Es wurde auch eine Verwendung für kurzspannige Brücken diskutiert [10, 64], doch wiesen klinisch insbesondere Seitenzahnbrücken aus In-Ceram®-Alumina eine erhöhte Frakturnrate auf [120]. In-Ceram®-Zirkonia stellt mit einem Zirkoniumdioxidanteil von 33 % eine weitere Modifikation des In-Ceram®-Systems dar. Die im enthaltenen Zirkoniumdioxidanteil begründete deutliche Festigkeitssteigerung und Erhöhung der Risszähigkeit lassen den Einsatz für dreigliedrige Brücken möglich erscheinen [3, 43, 63, 131]. Durch Beimischung von Magnesiumoxid (In-Ceram®-Spinell) erhöht sich die Lichtdurchlässigkeit der im Vergleich zur Glaskeramik opaken Oxidkeramik, wobei jedoch die geringe Festigkeit den Indikationsbereich auf das Frontzahngebiet beschränkt [117, 127].

2.1.3.4 Polykristalline Keramiken

Die polykristallinen Oxidkeramiken weisen im Gegensatz zu den Silikatkeramiken, aber auch gegenüber den glasinfiltrierten Oxidkeramiken keine Glasphase auf [93]. Dies bedingt die im Vergleich mit anderen keramischen Werkstoffen verbesserten mechanischen Eigenschaften, sowie eine erhöhte Bruchzähigkeit [41, 42, 103]. Die dichte Sinterung dieser Massen führt jedoch zu einer vergleichsweise hohen Opazität, so dass beim oxidkeramischen Zahnersatz kaum eine Farbanpassung durch Nutzung des so genannten Chamäleon-effektes möglich ist. Vielmehr müssen Oxidkeramiken zur individuellen Charakterisierung mit keramischen Verblendmassen beschichtet werden [129]. Aluminiumoxid und Zirkoniumoxid sind die derzeit einzigen polykristallinen Keramiken, die sich für den Einsatz als hochbelastbare Gerüstmaterialien in der Zahnmedizin eignen. Nur sie zeigen in dieser Werkstoffklasse die nötigen farblich-ästhetischen und werkstoffkundlich - biologischen Eigenschaften. Durch ihre gelblich-weiße Farbe sind sie für den Einsatz in der Mundhöhle geeignet [103]. Sie wiesen in zahlreichen Untersuchungen neben guten mechanischen Eigenschaften hohe Biokompatibilität auf [15, 16, 19, 36, 138]. Insbesondere im Bereich der Hüftgelenksprothetik kommen die polykristallinen Oxidkeramiken schon seit Jahren aufgrund ihrer biologischen Verträglichkeit zum Einsatz [13].

In der Zahnmedizin können Aluminiumoxidkeramiken in Form von industriell hergestellten Rohlingen im Kopierschleifverfahren (z.B. Celay®) oder mit CAD/CAM-Systemen (z.B. Precident-DCS®, Cerec®) bearbeitet werden. Aufgrund der hohen Sprödigkeit des Aluminiumoxides ist das Beschleifen der Rohlinge jedoch erschwert [47, 78]. Eine weitere Technologie zur Verwendung von Aluminiumoxid als Gerüstkeramik ist das Procera-AllCeram® -Verfahren. Hierbei werden computergestützte Kappchen aus vorgepresstem Aluminiumoxid gefräst, anschließend auf Maß gesintert und mit einer konventionellen Feldspatkeramik verblendet [133].

2.1.3.5 Zirkoniumoxid

Im Jahre 1789 isolierte der deutsche Chemiker *Klaproth* das Zirkoniumoxid (ZrO_2). Zirkonium (Zr) ist ein relativ weiches, biegsames, silbrig glänzendes Metall aus der vierten Nebengruppe der Elemente, der so genannten Titangruppe [20], und steht an 17. Stelle der häufigsten Elemente der Erde. Zirkoniumoxid kann auf verschiedenen Wegen gewonnen werden. Zum einen werden Schwermineralkorunde verwendet, in denen sich das Inselsilikat Zirkon (ZrSiO_4) aufgrund der hohen chemischen und mechanischen Resistenz angereichert hat. Zum anderen liegen monoklines Zirkoniumoxid in dem Erz Baddeleyit als freies Oxid mit geringen Verunreinigungen durch Siliziumoxid und Eisenoxid vor. Zirkon wird als Nebenprodukt bei der Gewinnung der Titanerze Ilemenit und Rutil gefördert, Baddeleyit ist ein Nebenprodukt bei der Kupfer- und Uranförderung [94]. Im Zirkon und auch im Baddeleyit treten als begleitende Elemente Hafnium (Hf) und verschiedene Lanthanoide und Actinoide auf. Die Vergesellschaftung mit dem radioaktiven Hafnium (HfO_2) sowie Verunreinigungen mit Thorium und Uran verursachen in Abhängigkeit von der Rohstoffquelle aus der Art der Aufbereitung eine geringe Reststrahlung [12, 32]. Nach den ISO-Normen 6872 und 13356 darf diese Strahlung einen Grenzwert von 0,2 Bq/g Uran- bzw. Thoriumaktivität nicht überschreiten [23, 61].

Das in technischen und medizinischen Bereichen eingesetzte Zirkoniumoxid wird in der Regel in einem aufwändigen Prozess aus Zirkonkorund gewonnen.

Während dieses Vorganges können dem Zirkoniumoxid stabilisierende Oxide zugesetzt werden. Schließlich liegt es als weißes, hoch schmelzendes, kristallines Pulver vor, das einen vergleichsweise hohen Brechungsindex von 2,15 aufweist. Der Schmelzpunkt von Zirkoniumoxid liegt bei 2690 °C, der Siedepunkt bei 5500 °C [94].

Die besonderen und zugleich problematischen Materialeigenschaften von Zirkoniumoxid sind in seiner Polymorphie begründet. Kristallgraphisch betrachtet tritt Zirkoniumoxid in monokliner, tetragonaler und kubischer Modifikation auf (Abb.1). Beim Abkühlvorgang einer reinen Zirkoniumoxid-Schmelze kristallisiert ab 2690 °C zuerst die kubische Phase (k) aus, die eine Dichte von 6,3 g/cm³ aufweist. Diese wandelt sich bei 2370 °C in die tetragonale Phase (t) mit einer Dichte von 6,1 g/cm³ um. Bei einer Temperatur von 950 °C findet schließlich die schlagartige Umwandlung in die monokline Phase (m) mit einer Dichte von 5,6 g/cm³ statt [20], in der das Zirkoniumoxid dann bei Raumtemperatur vorliegt. Diese letzte Umwandlung (t→m) geht mit einer Volumenzunahme von ca. 3 % einher, die bei vollständiger Abkühlung bis auf Raumtemperatur auf 4,9 % anwächst [28]. In der Aufheizphase wechselt die monokline Phase bei 1173 °C in die tetragonale Phase. Dieser Vorgang ist mit einer entsprechenden Volumenabnahme von ca. 3 % verbunden.

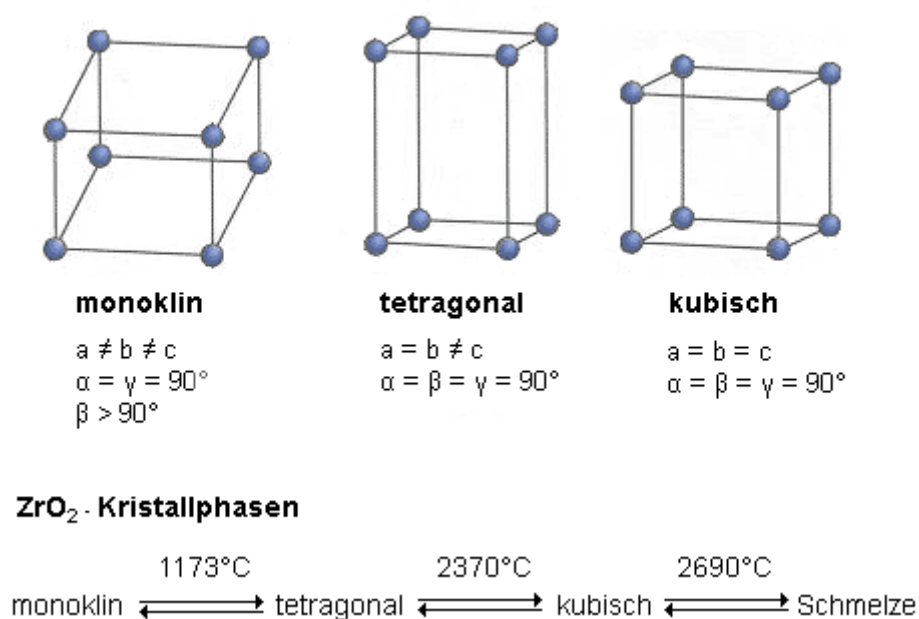


Abb. 1: Die drei Kristallphasen des Zirkoniumoxides [136].

Die sprunghafte Volumenzunahme in der Abkühlphase macht die Herstellung von Sinterkeramiken aus reinem Zirkoniumoxid unmöglich. Die Volumenvergrößerung führt stets zu hohen Spannungen und unerwünschten Rissbildungen im Keramikgefüge. Die martensitische $t \rightarrow m$ -Umwandlung wird in der Abkühlphase in jedem Fall durchlaufen, da die Sinterendtemperatur in einem Bereich von 1350 °C bis 1600 °C liegt [22]. Die $t \rightarrow m$ -Umwandlung kann vermieden werden, wenn die Martensit-Umwandlungstemperatur von 950 °C unter die Raumtemperatur gedrückt wird. Dieses wird durch die Reduktion der mittleren Korngröße der tetragonalen Phase mittels Zugabe von Stabilisierungsoxiden erreicht, die in das Kristallgitter des Zirkoniumoxides eingebaut werden. Die wichtigsten Oxide, die zur Stabilisierung von Zirkoniumoxid eingesetzt werden, sind MgO, CaO, Y₂O₃ und CeO₂. Durch die vollständige Stabilisierung der tetragonalen Phase erhält man die so genannten TZP (tetragonal zirconia polycrystals)-Keramiken. Sie zeigen den charakteristischen Mechanismus der Umwandlungsverstärkung ($t \rightarrow m$) unter Einwirkung äußerer Belastungen bei Raumtemperatur. Dieses Konzept der Phasentransformationsverstärkung wurde erstmals von *Garvie et al.* für eine Zirkoniumoxidverbindung vorgeschlagen. Besonders die Dotierung mit Yttriumoxid (Y₂O₃) hat sich als günstig erwiesen, da die so stabilisierten Zirkoniumoxidkeramiken eine hohe mechanische Belastbarkeit aufweisen [28]. In der Zahnmedizin findet praktisch ausschließlich mit Y₂O₃ stabilisiertes Zirkoniumoxid Anwendung, eine Ausnahme bildet die Infiltrationskeramik In-Ceram®-Zirconia, der CeO₂ als stabilisierendes Oxid zugesetzt ist [119, 128].

Nach Art und Gehalt der Stabilisierungsoxide lassen sich die Zirkoniumoxidkeramiken weiter unterteilen. Bei vollstabilisiertem Zirkoniumoxid (FSZ: fully stabilized zirconia) wird die Konzentration an Fremdoxiden so hoch gewählt, dass die kubische Hochtemperaturphase bis auf Raumtemperatur stabilisiert wird. Unter Zusatz von Y₂O₃ ist dies bei einer Konzentration von 8 Mol % der Fall. Das kubische Gefüge zeigt jedoch nicht die Eigenschaft der Umwandlungsverstärkung und findet im zahnmedizinischen Bereich keine Anwendung. Gegenüber dem vollstabilisierten Zirkoniumoxid weist das teilstabilisierte Zirkoniumoxid (PSZ: partially stabilized zirconia) einen gewissen Volumenanteil an umwandlungsfähiger, tetragonalen Phase auf, die in einer Matrix aus kubischem Zirkoniumoxid eingebettet ist.

Es werden als stabilisierende Oxide MgO und CaO in einer Konzentration von 8 bis 10 Mol % eingesetzt. Die Festigkeits- und Zähigkeitswerte liegen unter denen der TZP-Keramik [82, 108, 119]. In Form des Materials DC-Leolux® findet teilstabilisiertes Zirkoniumoxid Anwendung in der Zahnmedizin.

Wie bereits erwähnt, wird im Bereich der Dentalkeramiken nahezu ausschließlich durch Yttriumoxid stabilisiertes tetragonales polykristallines Zirkoniumoxid (Y-TZP) eingesetzt. Zahlreiche Untersuchungen konnten zeigen, dass die mechanische Stabilität von Zirkoniumoxidkeramiken linear mit dem Gehalt an tetragonaler Phase gesteigert werden können. Die Konzentration der tetragonalen Phase ist dabei abhängig vom Yttriumoxid-Gehalt. Als besonders geeignet hat sich ein Zusatz von 3 Mol % Yttriumoxid (5,1 Gewichts-%) erwiesen, bei dieser Konzentration liegen die Zirkoniumoxidkeramiken vollständig in Form der tetragonalen Modifikation vor [119]. Neben der Anwesenheit stabilisierender Oxide sind die Korngröße und deren Verteilung von entscheidender Bedeutung für die Stabilisierung der tetragonalen Phase. Die Körner sollten möglichst homogen verteilt sein und eine Größe von 0,3 bis 0,5 µm nicht überschreiten, ansonsten kann sich die metastabile tetragonale Phase spontan und ohne äußere Einwirkung in die monokline Phase umwandeln, was mit einer erheblichen Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften einhergeht. Des Weiteren werden, um die hydrothermale Alterung zu vermindern, den Y-TZP-Keramiken 0,5 Gewichts-% Aluminiumoxid zugesetzt. Der Alterungsprozess kann so um das zehnfache verlangsamt werden. [108, 139]. Insbesondere die beschriebenen Y-TZP-Keramiken weisen eine sehr hohe mechanische Belastbarkeit auf und sind weniger anfällig für die Entstehung von festigkeitsmindernden Rissen und deren Wachstum. Diese Eigenschaften beruhen auf dem Konzept der Phasentransformationsverstärkung, (Abb.2) auch als Umwandlungsverstärkung oder martensitische Transformation bezeichnet. Grundvoraussetzung für diese Umwandlungsverstärkung ist das Vorliegen der metastabilen, tetragonalen Phase im Zirkoniumoxidgefüge. Als Optimum ist dabei ein Gehalt an tetragonaler Phase von 100 % anzusehen, dieses wird von den Y-TZP-Keramiken im Dentalbereich erreicht. Die Phasentransformationsverstärkung lässt sich grundsätzlich auf zwei unterschiedliche Mechanismen zurückführen.

Zum einen kann eine lokale, spontane $t \rightarrow m$ -Umwandlung von Zirkoniumoxid die Bildung feiner Mikrorisse hervorrufen, die durch das größere Volumen der monoklinen Kristallform bedingt ist. Ein sich ausbreitender Riss verläuft sich entweder in diesen Mikrorissen oder wird an den Zirkoniumoxidteilchen abgelenkt. Zum anderen kann die $t \rightarrow m$ -Umwandlung auch durch die hohen Zugspannungen induziert werden, die an der Spitze eines sich ausdehnenden Risses immer vorhanden sind. Die vorliegenden Zugspannungen vermindern den Matrixdruck auf die umgebenden Zirkoniumoxidteilchen und es kommt zur $t \rightarrow m$ -Umwandlung. Das größere Volumen der entstehenden monoklinen Kristallform führt wiederum zu einer lokalen Druckspannung im Bereich der Risspitze. Das weitere Risswachstum wird so durch das Zusammendrängen der Rissflanken erschwert [54, 119].

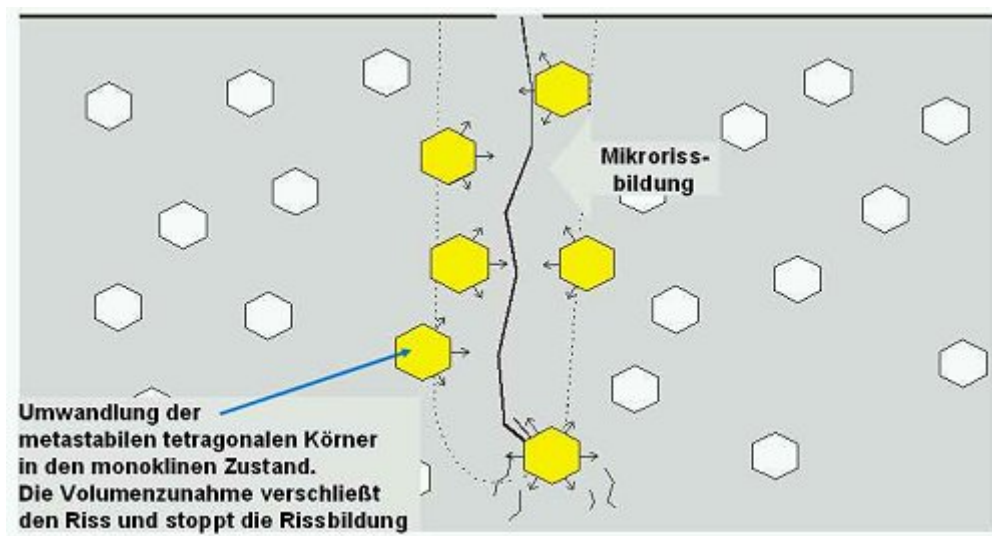


Abb. 2: Umwandlungsverstärkung [92].

Zusätzlich können durch die Abwesenheit des hydrostatischen Drucks spontane Umwandlungen von Zirkoniumoxidpartikeln an oder nahe der freien Oberfläche auftreten. Dadurch kann sich die Festigkeit der oberflächlichen Schichten gegenüber des inneren Gefüges stark erhöhen und somit eine komprimierte Oberflächenschicht ausbilden. Die Keramik ist damit weniger empfindlich gegenüber kleinen Oberflächendefekten, besitzt also eine gewisse Schadenstoleranz [121, 128]. Dieser Effekt wirkt jedoch nur dann, wenn die kritische Rissgröße der Defekte die Abmessungen der unter Druck stehenden Transformationszone nicht überschreitet.

Bedingt durch die physikalischen Eigenschaften sind die Oxidkeramiken, insbesondere Y-TZP, mit herkömmlichen dentaltechnischen Verarbeitungsmethoden nur schwierig zu verarbeiten. Hohe Schmelz- und Zersetzungstemperaturen lassen die Anwendung von Sinter-, Guss-, und Presstechnologien im Dentallabor nicht zu. Für die Bearbeitung von Y-TZP kommen daher CAD/CAM-Verfahren zum Einsatz, die eine Bearbeitung von industriell hergestellten Zirkoniumoxidrohlingen ermöglichen. Die Formgebung des Zahnersatzes kann sowohl vor als auch nach dem endgültigen Sinterprozess dieser Rohlinge erfolgen.

Abhängig vom Produktionsablauf stehen sich die Grün- und Weißbearbeitung auf der einen Seite und die Hart- oder Endbearbeitung auf der anderen Seite als unterschiedliche Fertigungsverfahren gegenüber. Grünkörper, auch als Grünlinge bezeichnet, werden in einem Verdichtungsprozess ohne weitere Wärmebehandlung in Form gebracht. Das Zirkoniumoxidpulver wird dazu mit einem organischen Binder, z.B. Polyvinylalkohol, Polyethylenglykol oder Polyacrylsäure, versetzt und bei einem Druck von über 1000 bar in die gewünschte Rohlingform gebracht. Der fertige Grünling hat eine offene Porosität von 50 bis 60 Vol %, die im Sinterprozess vollständig geschlossen werden muss [119, 121]. Diese Schwindung während des Sintervorgangs bei der Konstruktion von Werkstücken ist zu berücksichtigen. Der kreideweiche Grünling ist sehr leicht mit spanabhebenden Werkzeugen zu bearbeiten. Jedoch besitzt diese Art von Rohlingen nur eine niedrige Eigenfestigkeit, was zu Problemen beim Handling in der Verfahrenskette führen kann. Um dieses Handhabungsrisiko der weichen Grünlinge zu reduzieren und eine sichere Fräsbearbeitung zu ermöglichen, kann der Rohling in einem Vorbrand mit relativ geringer Schwindungsrate vorgefestigt werden, er wird dann als Weißkörper oder Weißling bezeichnet. Seine Endfestigkeit erhält der Weißling nach der Bearbeitung erst durch einen mehrstündigen Sintervorgang bei 1350 °C bis 1500 °C. Die lineare Schwindung beträgt dabei etwa 25 % und muss bei der Konstruktion der Restauration berücksichtigt werden.

Die Vorteile der Weißbearbeitung sind kurze Fräszeiten und geringer Werkzeugverschleiß aufgrund der niedrigen Festigkeit der Rohlinge. [8]. Die Weißlinge kommen in zahlreichen dentalen Systemen zum Einsatz, Beispiele sind DigizonW®, Lava Frame® oder Cercon® base [110, 134].

Eine weitere Möglichkeit ist die Verwendung von bereits vor dem Verarbeitungsprozess endgültig dicht gesinterten Zirkoniumoxidrohlingen. Bei diesen Rohlingen besteht zusätzlich die Möglichkeit, das Sintergefüge durch einen heißisostatischen Pressvorgang (HIP: Hot Isostatic Press) nachzuvergüten. Unter einem Druck von 500 bis 2000 bar werden die Zirkoniumoxidkeramiken bei 50 °C unter ihrer Sintertemperatur in einem Inertgas nachverdichtet. Die noch im Gefüge vorhandenen Porositäten werden zusammengedrückt und es kann die theoretische Dichte von Y-TZP erreicht werden. Die mittlere Korngröße nimmt durch den HIP-Prozess ab, Festigkeit, Transluzenz und hydrothermale Beständigkeit werden verbessert [108, 109]. Dieser Verdichtungsprozess findet unter industriellen Bedingungen statt und führt durch entstehende Sauerstofffehlstellungen im Kristallgitter zu einer schwärzlichen grauen Verfärbung der Keramik, die durch einen Oxidationsbrand bei ca. 1000 °C rückgängig gemacht wird. Die Bearbeitung dieser dichtgesinterten Keramiken erfolgt durch zeitaufwändige Schleifverfahren, die mit hohem Werkzeugverschleiß verbunden sind [126].

2.2 CAD/CAM–Verfahren

2.2.1 Definition

Der Begriff CAD/CAM entstammt ursprünglich dem Bereich des technischen Maschinenbaus und stellt eine Abkürzung für „Computer Aided Design/Computer Aided Manufacturing“ dar. Er bezeichnet die dreidimensionale, computergestützte Modellation eines Werkstückes und die anschließende automatisierte Herstellung durch eine computergesteuerte Werkzeugmaschine. In vielen Bereichen der industriellen Produktion ist diese Fertigungstechnologie seit Jahren etabliert und im Rahmen rationalisierter Herstellungsprozesse von entscheidender Bedeutung.

2.2.2 Entwicklung der CAD/CAM Systeme

François Duret äußerte bereits 1971 erste Gedanken zur automatisierten Herstellung von Zahnersatz und gilt mit dem 1985 in Betrieb genommenen Duret-System als Begründer der CAD/CAM-Technologie in der Zahnmedizin. Seit Beginn der achtziger Jahre gibt es innovative Verfahren zur Entwicklung computergestützter Fertigungsprozesse und Anstrengungen mehrerer Forschergruppen, Zahnersatz automatisiert herzustellen [90].

Mit der Einführung des Cerec®-Systems im Jahre 1988 begann die praktische Anwendung eines CAD/CAM-Systems in der Zahnheilkunde [117]. Weitere Firmen wie Nobel Biocare, Siemens und DCS zeigten Interesse an der neuen Technologie, aber auch Anfang der neunziger Jahre war die Entwicklung noch nicht so weit ausgereift, dass qualitativ hochwertige Restaurationen rationell hergestellt werden konnten. Eine industrielle Fertigung von Unikaten, wie sie in der Zahnheilkunde im Gegensatz zu anderen Industriezweigen üblich ist, stellte hohe Ansprüche an Messtechnik und Computer. Große Rechnerleistungen und aufwändige Software, die für die enormen Datenmengen benötigt wurden, standen damals nicht zur Verfügung. Dadurch waren die Passgenauigkeiten unzureichend, die Kosten enorm und die Automatisierung nicht abgeschlossen, so dass ein hoher Bedienungsaufwand entstand [40, 90].

Bis Mitte der neunziger Jahre ging deshalb das Interesse an CAD/CAM-Entwicklungen wieder zurück und man konzentrierte sich auf die analogen Systeme, die als Kopierschleifverfahren ohne computergesteuerte Komponenten auskam. Doch in den letzten zehn Jahren ebnete die rasante Entwicklung in der Chiptechnologie und den Fertigungsverfahren den computerunterstützten Systemen den Weg, so dass heute nahezu jede Dental-Firma an einem eigenen CAD/CAM-System arbeitet, mit dem mittlerweile vor allem oder ausschließlich Zirkoniumoxid verarbeitet wird [126].

2.2.3 Dentale Systeme

Hochleistungskeramiken, insbesondere Zirkoniumoxid, haben aufgrund ihrer bereits oben genannten positiven Eigenschaften in den letzten Jahren mehr und mehr an Bedeutung als zahnärztliches Restaurationsmaterial gewonnen. Der zumeist obligate Einsatz von CAD/CAM- oder CAM-Verfahren zur Verarbeitung von Zirkoniumoxidkeramiken im zahntechnischen Labor führte somit auch zu einer vermehrten Entwicklungstätigkeit der Dentalindustrie auf diesem Gebiet [117].

Gleichzeitig bietet diese Technologie durch eine stärkere Automatisierung der Herstellungsabläufe sowohl die Möglichkeit einer Zeit- als auch einer Kostenersparnis bei gleich bleibend hoher Produktionsqualität [80, 91]. Im Bereich der Zahnmedizin beschreibt der Begriff CAD die Konstruktion eines Zahnersatzes mit Hilfe computerbasierter Gestaltungsprogramme und der Begriff CAM die Herstellung der Restauration durch automatisierte Fräs/Schleifeinheiten. Gegenüber dem industriellen CAD/CAM-Einsatz mit der Möglichkeit, viele gleichartige Werkstücke automatisch herzustellen, wird in der Zahnmedizin vielmehr gefordert, dass die Form der Restaurationen individuell der jeweiligen Patientensituation angepasst wird. Damit ist jede Arbeit mit hohen Anforderungen an die Genauigkeit sowie an die funktionellen und ästhetischen Eigenschaften verbunden [141]. Erst in den letzten Jahren ist es durch den technologischen Fortschritt im Bereich der Datenverarbeitung und der Prozesstechnik gelungen, die Bedingungen zu erfüllen und dadurch die CAD/CAM-Technologie effektiv für die Zahnmedizin nutzbar zu machen [6].

Bei den konventionellen Herstellungsverfahren in der Zahntechnik wie den „Lost-Wax“- oder Sintertechniken erfolgt die Erstellung der Restaurationen mit additiven Maßnahmen, bei den maschinellen Methoden hingegen kommen subtraktive Prozesse zum Einsatz, durch welche die Werkstücke aus einem vorgefertigten Materialblock herausgearbeitet werden.

Die maschinellen Herstellungsmethoden können weiter in computergestützte, das heißt CAD/CAM-Verfahren und analoge Verfahren, wie z. B. das Kopierfräsen oder das Erodierverfahren unterteilt werden.

Die analogen Systeme benötigen in der Regel eine Vorform der angestrebten Restauration, die messtechnisch erfasst und daraufhin dubliziert werden kann; die rechnergestützte Gestaltung am Bildschirm ist nicht möglich [114]. Die primäre Voraussetzung bei den computerunterstützten CAD/CAM-Verfahren ist die exakte dreidimensionale Erfassung einer komplexen Stumpfgeometrie und erfolgt in der Regel durch Laserabtastung oder verschiedene Streulichtverfahren. Diese virtuelle Dublizierung dient als Datengrundlage zur Konstruktion der zahnärztlichen Restaurationen. Der darauf folgende Einsatz digitaler Datenaufbereitung und Datenweiterverarbeitung ermöglicht einen größtenteils automatisierten Herstellungsprozess [114, 117].

CAM-Systeme nehmen eine Stellung zwischen den Analog-Verfahren auf der einen und den CAD/CAM-Verfahren auf der anderen Seite ein. Ähnlich den Analogverfahren ist die Erstellung einer Vorform der angestrebten Restauration notwendig, die man abtastet und digitalisiert. Der erhobene Datensatz wird danach aufbereitet und an eine CNC-Fräseinheit übermittelt [134].

Für die Herstellung der Zahnrestaurationen kommen im Rahmen der CAD/CAM-Verfahren unterschiedliche Materialien zum Einsatz, die in Form industriell vorgefertigter Rohlinge zur Verfügung stehen. Neben Titan- und Nicht-Edelmetalllegierungen werden vor allem keramische Werkstoffe wie Zirkoniumoxid, Aluminiumoxid, Infiltrations- und Glaskeramiken in den Fräseinheiten verwendet. Auf die unterschiedlichen Rohlingsqualitäten beim Zirkoniumoxid wurde bereits oben näher eingegangen. Einige Hersteller bieten zudem Rohlinge auf Kompositbasis an [114].

Eine weitere Unterteilung der CAD/CAM-Systeme kann nach dem Ort ihrer Anwendung vorgenommen werden. Man unterscheidet dabei so genannte Chairside- und Labside-Systeme. Bei den Chairside-Systemen, wie z. B. Cerec®, werden die Präparationen mit Hilfe einer speziellen Intraoralkamera direkt im Munde des Patienten virtuell abgeformt, die Daten bearbeitet und die Restaurationen in der Praxis gefräst. Das Einsetzen der Arbeit kann dann in der selben Behandlungssitzung erfolgen [77].

Im Gegensatz dazu ist bei den Labside-Verfahren eine konventionelle Abformung und Modellherstellung notwendig. Die eingescannte Modellsituation dient als Grundlage für die weitere Herstellung, die entweder im zahntechnischen Labor oder einem ausgelagerten Fräszentrum stattfindet [40].

In den letzten Jahren hat sich die Entwicklungstätigkeit im Bereich der dentalen CAD/CAM-Verfahren erheblich verstärkt. Eine große Anzahl von Unternehmen bietet unterschiedliche Systeme an. Die möglichen Indikationsbereiche für die Restaurationen der jeweiligen Systeme sind vor allem in Abhängigkeit von den verwendbaren Werkstoffen sehr verschieden. So können je nach Verfahren Inlays, Onlays, Kronengerüste, Kronen mit Kauflächengestaltung, bis zu 14-gliedrige Brückengerüste, Brücken mit Kauflächengestaltung, Implantatsuprakonstruktionen, Teleskopkronen und Geschiebe hergestellt werden [67, 114].

2.3 Werkstoffkundliche Parameter von Keramiken

Um das mechanische Verhalten von Werkstoffen beurteilen zu können, benötigt man Parameter, die möglichst objektive Aussagen über die zu beurteilenden Eigenschaften erlauben. Neben den reinen Materialeigenschaften, die über standardisierte Normprüfungen (ISO, EN, DIN) erfasst werden können, müssen in der Zahnmedizin auch die Geometrien der aus den Materialien gefertigten Restaurationen mit in die Betrachtung einbezogen werden. Bei der werkstoffkundlichen Beurteilung von Keramiken haben sich die Parameter Biegefestigkeit, Risszähigkeit, Bruchfestigkeit und Weibullmodul etabliert.

2.3.1 Biegefestigkeit

Die Biegefestigkeit σ Einheit: (MPa bzw. N/mm²) ist die wichtigste Größe für die Abschätzung der Festigkeit und für die Dimensionierung von Restaurationen. Sie ergibt sich aus dem werkstoffspezifischen Widerstand gegenüber der irreversiblen Trennung benachbarter Atome und stellt die Grenze der Belastbarkeit eines Werkstoffes bei Biegebeanspruchung dar. Bei Einwirkungen einer Belastung tritt eine Verformung durch Druck- bzw. Zugspannungen auf. Die zum Bruch führende Spannung liegt bei keramischen Werkstücken auf der Zugseite, da Keramiken ca. 20 bis 30 mal stärker auf Druck als auf Zug beanspruchbar sind [33]. Die kritische Biegezugspannung, bei der ein Bruch durch Rissbildung eingeleitet wird, ist die Biegefestigkeit. Die Biegefestigkeit wird in speziellen Prüfverfahren, so genannten 3- oder 4-Punkt-Biegeversuchen oder auch biaxialen Biegetests, ermittelt. Dabei wird ein normierter Prüfkörper mit ansteigender Kraft bis zum Bruch belastet. Durch Umrechnung der aufgebrachten Kraft auf den Probequerschnitt erhält man die Biegefestigkeit [33, 46]. Die gemessenen Werte sind abhängig von der Beschaffenheit der Probekörper (Größe, Form, Oberfläche, Gefügeinhomogenitäten) und von der verwendeten Testmethode (Geometrie der Lasteinleitung, Geschwindigkeit der Lasteinleitung, Umgebungsmilieu).

So ergeben sich trotz Normvorgaben [23, 61] für den gleichen Werkstoff oftmals unterschiedliche Ergebnisse bei verschiedenen Untersuchungen. Wird bei einem untersuchten Werkstoff eine gleiche chemische und strukturelle Zusammensetzung vorausgesetzt, so ist die Biegefestigkeit abhängig von der Anzahl und Größe der im Material vorhandenen Defekte. Bei höherer Defektdichte bzw. Defektgröße nimmt die Bruchfestigkeit ab. Somit ist die Bruchfestigkeit eine von der Verteilung der Defekte im Material abhängige Kenngröße [24].

2.3.2 Weibull-Analyse

Agrund der ungleichmäßigen Verteilung von Gefügeinhomogenitäten gehorcht die Biegefestigkeit einer Keramik nicht der Gaußschen Normalverteilung, sondern zeigt eine asymmetrische Verteilung. Das Festigkeitsverhalten von Keramiken kann somit nur ungenau durch Angabe des Mittelwertes und der Standardabweichung beschrieben werden. Bei der Beurteilung von keramischen Werkstoffen wird daher häufig die so genannte Weibull-Analyse durchgeführt, bei der das asymmetrische Festigkeitsspektrum berücksichtigt wird und Weibullfestigkeit sowie Weibullmodul ermittelt werden [140].

Dieses statistische Verfahren wurde 1937 erstmals vom schwedischen Ingenieur und Mathematiker *Waloddi Weibull* vorgestellt und nach ihm benannt. Die Weibullfestigkeit $\sigma_{63,21}$ % bzw. σ_0 kennzeichnet die wirkende Zugspannung, bei der 63,21 % aller getesteten Proben einer UntersuchungschARGE versagen. Der Weibullmodul m wird als Korrelat zur Standardabweichung herangezogen, um die Streuung der Festigkeitswerte darzustellen [33].

Je größer der Weibullmodul, desto geringer die Streuung und damit die Bandbreite möglicher Riss auslösender Fehler.

Der Weibullmodul ist somit ein Maß für die Homogenität der Fehlerverteilung in einem Werkstoff, der als werkstoffspezifische Größe auch Fertigungstechnische Aspekte einschließt. Oxidkeramiken, die unter industriellen Bedingungen für den Einsatz durch CAD/CAM-Systeme gefertigt werden, weisen einen hohen Weibullmodul von ca. 20 auf. Im Dentallabor gefertigte Keramiken haben hingegen einen Weibullmodul von 5 bis 15 [85, 132].

2.3.3 Risszähigkeit

Keramische Werkstoffe zeichnen sich durch eine hohe Härte und Festigkeit aus, gleichzeitig weisen sie allerdings ein sprödes Materialverhalten auf. Dies bedeutet, dass der Werkstoff vor dem Bruch keine, bzw. eine äußerst geringe plastische Verformung zeigt. Dieses Verhalten unterscheidet Keramiken von metallischen Werkstoffen.

Der Unterschied liegt in der atomaren Bindungsstruktur begründet. Die kovalent-ionischen Mischbindungen und die komplexen Kristallstrukturen lassen so gut wie keine plastische Verformung zu. Dieses führt dazu, dass im Material vorhandene Risse nicht durch Verformung entlastet werden können und bei Rissfortschritt wenig Energie dissipiert wird.

Ausgangspunkt für solche Rissbildungen sind Gefügefehler, die in Form von Poren, Einlagerungen oder bearbeitungsinduzierte Schädigungen auftreten. Der Widerstand, den die Keramik einem sich ausbreitenden Riss in Abhängigkeit von der Spannung und der Risslänge entgegengesetzt, wird als Risszähigkeit bzw. Bruchzähigkeit bezeichnet [86].

Die kritische Risszähigkeit K_{IC} (Einheit $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) stellt einen Grenzwert dar, bei dem instabiles Risswachstum auftritt. Die Rissausbreitung kann auch nicht mehr durch Entlastung gestoppt werden und es kommt zum Sprödbbruch.

Je höher der Messwert für die Risszähigkeit liegt, umso günstiger ist bei gleicher Fehlerverteilung im Werkstoff das Langzeitverhalten [85, 86].

Metalle erreichen Werte von 60 bis 100 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Für einfache Gläser werden Messwerte von 0,7 bis 1 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ erzielt. Yttriumstabilisiertes Zirkoniumoxid liegt mit Werten von 7 bis 10 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ noch im Sprödbereich, weist jedoch die höchste verfügbare Risszähigkeit (Tab. 2) im dentalkeramischen Bereich auf [85].

Zur Ermittlung der Risszähigkeit können verschiedene bruchmechanische Methoden zum Einsatz kommen. Bei Biegetests werden Prüfkörper in der Zugzone mit einem definierten Anriss versehen. Daraufhin wird ermittelt, bei welcher Spannung es zu einer Erweiterung des Risses kommt [85, 95].

Materialkenndaten - Dentalkeramiken			
Material	Biegefestigkeit $\sigma_{63,21 \%}$ [MPa]	Weibullmodul m [-]	Risszähigkeit K_{IC} [$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$]
Duceram® Transpa	63	8,4	$1,06 \pm 0,14$
Dicor®	76	5,5	$0,78 \pm 0,10$
Empress®-1	89	8,6	$1,17 \pm 0,08$
Empress®-2	289	8,8	$2,48 \pm 0,22$
In-Ceram®-Alumina	290	4,6	$5,00 \pm 0,39$
Zirkoniumdioxid	937	18,4	$9,42 \pm 1,51$

Tab. 2: Mechanische Kennwerte verschiedener Dentalkeramiken (nach Marx et al [85])

2.4 Einflussfaktoren auf die Festigkeit vollkeramischer Restaurationen

Es gibt verschiedene Faktoren, welche die Bruchfestigkeit vollkeramischer Restaurationen beeinflussen. In-vivo ist jedes zahnärztliche Werkstück diesen Bedingungen ausgesetzt. Bei In-vitro-Untersuchungen sollten diese Faktoren ebenfalls berücksichtigt werden, um möglichst realitätsnahe Aussagen über die Belastbarkeit treffen zu können, die unter In-vivo Bedingungen zu erwarten ist [71].

2.4.1 Mechanische Wechselbelastung

In der Mundhöhle sind zahnärztliche Restaurationen bei täglich bis zu 14.000 Kontakten zwischen den Ober- und Unterkieferzähnen ständig mechanischen Wechselbelastungen ausgesetzt. Die Kontakte der artikulierenden Zahnreihen treten beim Schlucken, beim Kauen, beim Sprechen, bei reflektorischen Leerbewegungen und bei Parafunktionen auf [113, 115].

Die höchsten Kräfte werden dabei während des Kauvorgangs gemessen. Bei der Beeinflussung einer zahnärztlichen Restauration durch eine mechanische Wechselbelastung müssen in erster Linie diese Kaukräfte berücksichtigt werden. Während des Kauvorgangs führt der Mensch pro Minute durchschnittlich 58 bis 120 Kauzyklen mit Maximalkräften von 150 bis 665 N, bei Bruxismus bis zu 1221 N, aus. Die durchschnittlichen Kaukräfte im Molarenbereich liegen in Abhängigkeit von der Härte der Speisen zwischen 20 N und 120 N [2]. Hochrechnungen zur Anzahl der pro Jahr auftretenden Kauzyklen schwanken stark. *Sakaguchi et al.* geben 240.000 Kauzyklen pro Jahr an [115], wohingegen *Rosentritt et al.* nach ihren Untersuchungen von bis zu 800.000 Zyklen pro Jahr ausgehen [113]. Diese zyklische mechanische Belastung ist gerade bei der Bewertung von vollkeramischen Restaurationen von Interesse.

Die auftretenden Kräfte führen zwar nicht zum sofortigen Bruch der Restaurationen, jedoch kommt es zu einer verstärkten unterkritischen Rissausbreitung. Unter unterkritischem Risswachstum versteht man die langsame Ausbreitung eines vorhandenen oder entstandenen Mikrorisses der keramischen Oberfläche unter Dauerbelastung bis zu einer kritischen Größe. Diese vermindert die mechanische Festigkeit und führt letztendlich zum Versagen des Werkstücks [62].

2.4.2 Korrosion

Die chemische Löslichkeit von Dentalkeramiken beträgt zwar im Durchschnitt weniger als 30 % des in der ISO-Norm 6872 festgelegte Maximalwertes von $100 \mu\text{g}/\text{cm}^2$, doch ist bekannt, dass bereits der Einfluss von Wasserdampf ausreicht, um die Festigkeit von Keramiken herabzusetzen. Wie bereits oben beschrieben, sind Keramiken anfällig gegenüber unterkritischem Risswachstum. Das feuchtwarme, korrosive Mundmilieu beschleunigt die Rissausbreitung zusätzlich. Die dafür verantwortlichen Prozesse sind der Rebinder-Effekt und die Spannungsrissskorrosion. Der Rebinder-Effekt besagt, dass in Mikrorisse eindringende Flüssigkeit, wie z. B. Speichel, einen nach innen gerichteten Druck erzeugen, der zur Vergrößerung bestehender Risse beiträgt. Bei der Spannungsrissskorrosion wird die für das Risswachstum notwendige Energie durch Anlagerung und Wechselwirkung von Wassermolekülen mit der vorgeschädigten Kristallstruktur herabgesetzt. Dieses geschieht in verstärktem Maße, wenn das Material gleichzeitig mechanisch belastet wird [25].

Neben den oben genannten Phänomenen liegt bei der Degradation von Zirkoniumoxid im wässrigen Milieu ein weiterer, spezieller Mechanismus vor. Durch das Füllen von im Keramikgefüge vorhandenen Sauerstoffleerstellen durch Hydroxylionen kommt es zu einer verstärkten Phasentransformation von der tetragonalen in die monokline Modifikation. Dieses führt aufgrund der Volumenvergrößerungen zu Mikrorissbildungen im Keramikgefüge. Der exakte Ablauf der Reaktion ist jedoch noch nicht abschließend geklärt [25, 45].

2.4.3 Thermische Wechselbelastung

Die Festigkeit keramischer Materialien wird auch durch wechselnde thermische Belastungen herabgesetzt, wie sie bei Temperaturschwankungen während der Aufnahme warmer und kalter Speisen und beim Atmen auftreten. In der Literatur werden für auftretende Extremtemperaturen Werte zwischen 0 °C und +67 °C während der Nahrungsaufnahme angegeben [57].

Nach verschiedenen Untersuchungen führt dies im Bereich der Restaurationen zu Temperaturen von +5 °C bis +55 °C. Schätzungswerte, wie oft diese Temperaturwechsel während der klinischen Lebensdauer eines eingegliederten Zahnersatzes von ca. 10 bis 15 Jahren auftreten, schwanken zwischen 5000 bis 50.000 Zyklen [18, 57, 75].

2.4.4 Oberflächenbeschaffenheit

Die DIN 4761 nimmt eine Einteilung der Oberflächentypen in drei Hauptgruppen, rillige und nichtrillige Oberflächen sowie Oberflächenfehler, vor. Rillige und nichtrillige Oberflächen bilden mit bloßem Auge erfassbare Oberflächenstrukturen, die durch weitere Merkmale überlagert sein können. Als Rille wird eine regelmäßige und unregelmäßige Vertiefung oder Spur auf der Oberfläche bezeichnet. Ihr Profil ist durch Rillentiefe, Rillenbreite und Rillenabstand bestimmt [4, 5]. Als Oberflächenfehler (Abb.3) werden örtliche Verformungen, Auftragungen oder Werkstofftrennungen bezeichnet. Sie entstehen vor, während oder nach der Bearbeitung.


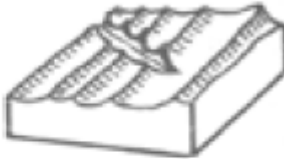

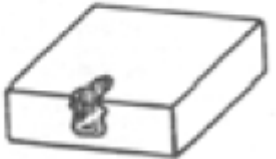
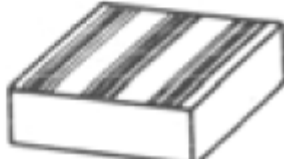

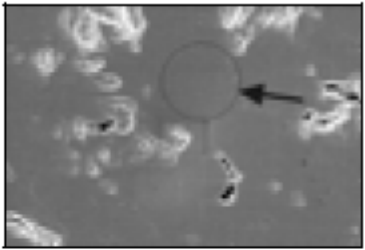

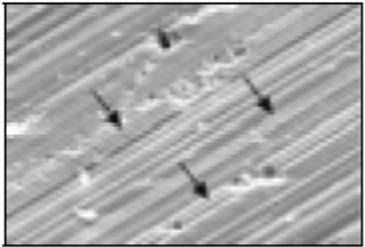


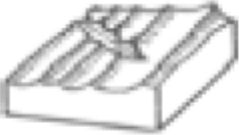


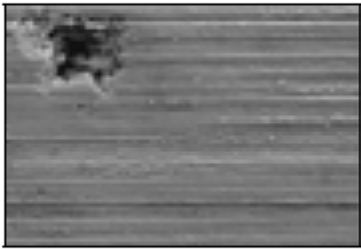



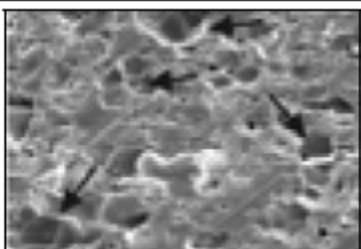



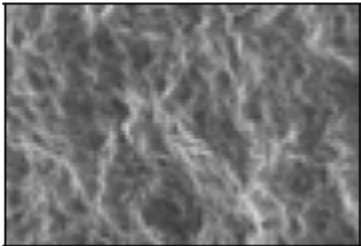









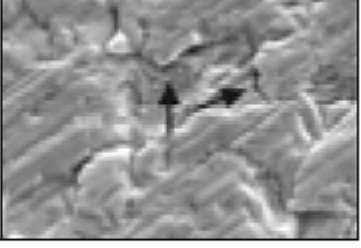


Fehler	Beschreibung	Ursache	Beispiel
Riefe	Unbeabsichtigte grabenförmige Spur, die so tief ist, dass sie durch weitere Bearbeitungsverfahren nicht mehr beseitigt werden kann	Fehlerhafte Vorbearbeitung, unzuweckmäßige Bearbeitung	
Kratzer	Zufällige riefenförmige Beschädigung	Äußere Einwirkung, aber nicht durch Bearbeitung verursacht	
Riss	Örtlich begrenzte Trennung des Werkstoffgefüges von geringer Breite, aber großer Länge und Tiefe	Innere und/oder äußere Spannungseinwirkungen	
Pore	Zufällige, örtlich bedingte Vertiefung auf der Oberfläche mit steiler Böschung und scharfkantigem Übergang zur Oberfläche	Werkstoffbedingt	
Streifen	Markierungen auf der Oberfläche mit geringer Tiefe, aber größerer Längen- und Breitenausdehnung	Örtliche Glättungen während der Bearbeitung	

Abb.3: Oberflächenfehler nach DIN 4761 [4]

Bei keramischen Oberflächen treten alle in der DIN genannten Oberflächencharakteristika auf. Diese reichen jedoch für eine eindeutige Beschreibung nicht aus [4, 5]. In Abbildung 4 sind daher die in der Norm genannten Oberflächenfehler durch typische Oberflächencharakteristika keramischer Werkstoffe ergänzt.

Beschreibung	Ursache	Prinzipiskizze	REM-Aufnahme
Glatt (smooth)	mit Mikro- körnungen bearbeitete Oberfläche		
Riefen (grooves)	Duktile Zersp- nung unterhalb der kritischen Spanungsdicke mit gebunde- nem Korn		
Riss (crack)	thermische Einflüsse beim Brand, Bearbeitung über kritischer Spanungsdicke		

Kratzer (scratch)	Verschleppung von groben Körnern bei der Feinbearbei- tung		
Pore (pore)	Werkstoff- bedingte Verunreinigung (gewollt / ungewollt)		
Mulden (hollowed surface)	Oberflächenaus- prägung nach Tribokontakten		
Interkristal- line Aus- brüche (inter- crystalline break-outs)	Trennen von Oberflächen mit groben Diamant- körnungen		
Ausbruchs- gründe (grounds of break-outs)	Abplatzungen von Partikeln		
Strukturlos zerklüftet (un- structured fissured surface)	Bearbeitung mit losem Korn oder gebrannte Oberflächen		

Aufwerfung (pile)	Entlastung nach starken Druck- spannungen		
Scholle (clod)	durch Bearbei- tung lösender Partikel überhalb einer Pore		
Abplatzung (split off)	durch Druck- oder Zugspan- nungen gelöster Partikel		
Schuppe (scale)	durch Bearbei- tung erzeugter Riss quer zur Bearbeitungs- richtung		
Schichtung (lamination)	nach Tribokontakten entstehende Material- anhäufung		
Auf- schmelzung (melting)	Laser- bearbeitung, Hot-spot Temperaturen beim Schleifen		


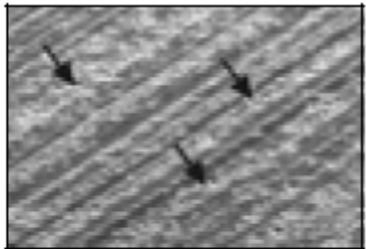

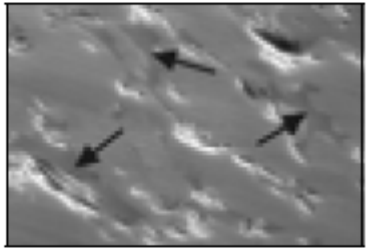

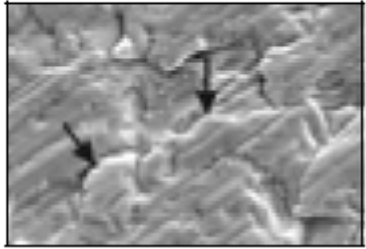
Spröde gebrochen (brittely broken)	Oberflächen- bearbeitung Überschreitet die kritische Spannungsdicke		
Sekundär- phasen (secondary phases)	werkstoffbe- dingt, Umwand- lung durch fal- sche Hartbear- beitungspara- meter möglich		
Ver- rundungen (roundings)	Entstehung durch Tribokontakte		

Abb.4: Oberflächencharakteristika keramischer Werkstoffe [5]

2.4.5 Mechanische Vorschädigung

Wie bereits oben beschrieben, ist eine Vorschädigung bei Keramiken oftmals der Ausgangspunkt für ein schleichend fortschreitendes, unterkritisches Risswachstum. Der festigkeitsmindernde Einfluss einer mechanischen Vorschädigung auf Keramiken wurde bereits in verschiedenen Untersuchungen gezeigt [35, 75, 79, 143].

Im Rahmen des Herstellungsprozesses zahnärztlicher Restaurationen können insbesondere während der Bearbeitung durch den Zahntechniker Schädigungen auftreten [34, 67, 96, 111].

2.4.5.1 Schleifen

Die beim Schleifen mit ungeometrischen Schneiden auftretenden Vorgänge werden anhand eines Einzeldiamantkornes (Abb.5) erläutert

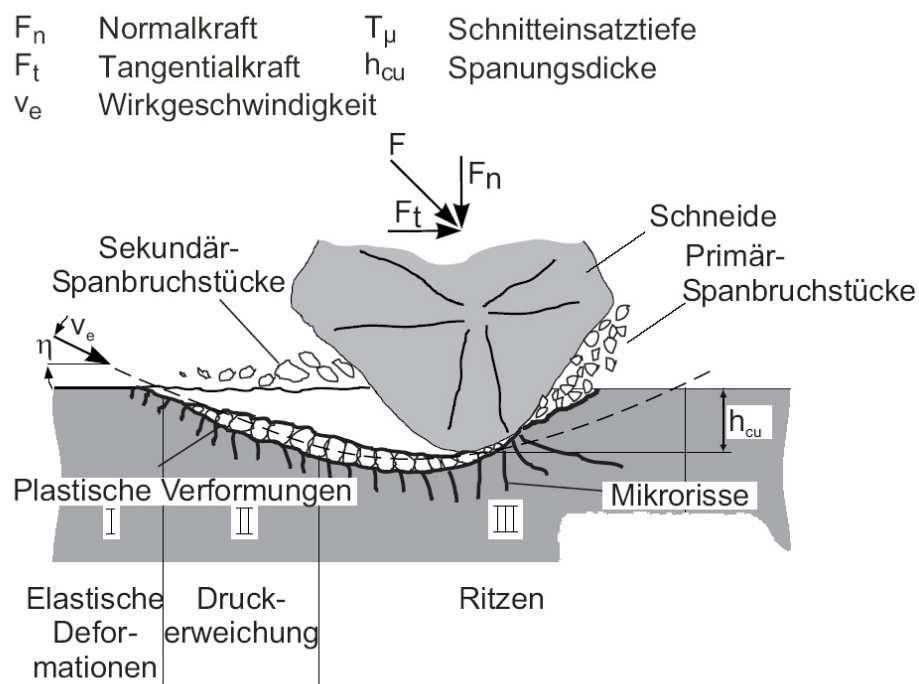


Abb.5: Modell zu Werkstofftrennmechanismen nach Saljé [116]

Beim Schleifen parallel zur Oberfläche bildet sich durch den Schleifpartikel (Einzeldiamantkorn) eine Furche in der Oberfläche sowie Mikrorisse in der Oberflächenrandzone. Unterhalb der Furche entsteht durch die hohe Druckbelastung des Schleifkorns eine plastisch verformte Zone.

Unterhalb dieses plastischen Bereichs entstehen, vorwiegend beim Einsatz scharfer Schneiden, Longitudinalrisse [116] entlang der Ritzspur, die durch Zugspannungen verursacht werden. Sie bilden sich nach Abbau hoher Flächenpressung im Grund der plastisch verformten Zone.

Aufgrund der Mehrfachbelastung beim Schleifprozess können Longitudinalrisse eine erhebliche Ausdehnung annehmen und die Festigkeit quer zur Schleifrichtung erheblich reduzieren. Sie beeinflussen maßgeblich die Bauteilfestigkeit [53].

Gleichzeitig entstehen radiale und laterale Risse (Abb. 6). Radiale Risse entstehen durch Zugspannungen an den Seitenflächen unmittelbar hinter dem Schleifkorn senkrecht zur Eingriffspur. Laterale Risse sind ebenfalls unterhalb der plastisch verformten Zone zu finden. Sie entstehen hinter dem eingreifenden Korn durch nachlassende Druckspannung und aus der durch Werkstoffverformung frei werdenden Zugspannung. Laterale Risse können bei grober Flächenpressung bis an die Oberfläche reichen und sich dort mit radialen Rissen verbinden. Dann führen die verbundenen Risse zu schollenförmigen Abplatzungen an der Kante der Furche (Mikrobrechen) und stellen einen wichtigen Mechanismus des Materialabtrags dar [53, 74, 84].

Da die Entstehung lateraler Risse von der Eindruckkraft des Schleifpartikels abhängig ist, führen höhere Eindruckkräfte zur verstärkten Bildung von radialen Rissen, zu höherem Materialabtrag und damit zur verstärkten Randzonenschädigung [53, 74, 84].

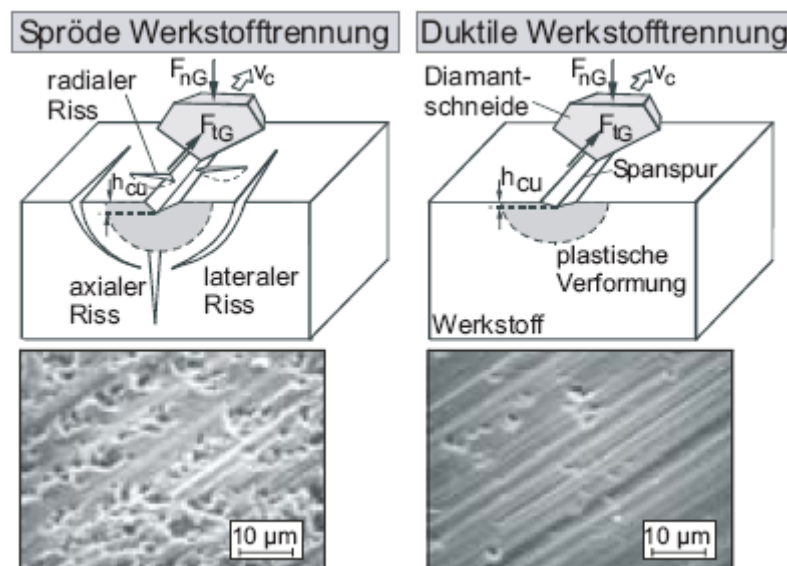


Abb. 6: Werkstofftrennung und Rissbildung an sprödharten Werkstoffen [74, 84]

Zur Rissbildung kann es auch infolge thermischer Belastung der Kontaktzone des Schleifkorns zum Material kommen. Die Thermoschock – Risse entstehen, da bei der Ausdehnung der Keramik unter Erwärmung Druckspannungen und beim Abkühlen Zugspannungen auftreten [53]. Hohe Kontaktzonentemperaturen bewirken auch eine Erhöhung der Bruchzähigkeit und somit ein höheres plastisches Verformungsvermögen. Die Randzonenschädigung kann durch die Risszähigkeit beeinflusst werden. Nach dem Schleifen gibt es stark verdichtete Zonen im Werkstoff, die in Wechselwirkung mit einem Riss die Eigenspannungsenergie freisetzen und dadurch abplatzen. Dieser Mechanismus wird durch verstärkte Rissbildung von Materialien mit geringer Risszähigkeit begünstigt.

Da schleifbedingte Schädigungen oberflächennah vorliegen, wo unter Betriebsbelastung die höchsten Spannungen auftreten, sind diese Schädigungen gegenüber den material- bzw. herstellungsbedingten Fehlern von größter Bedeutung. Schleifrisse, die sich in die Tiefe erstrecken, bieten eine erhöhte Angriffsfläche für Umgebungsmedien, wodurch ein unterkritisches Risswachstum infolge von Spannungsrisskorrosion begünstigt werden kann. Bei der Keramikbearbeitung wird zwischen dem plastischen (duktilen) Abtrag und dem Materialabtrag durch Sprödbbruch unterschieden. Die Tabelle 3 gibt wieder, welche Größen den Materialabtrag bestimmen.

		plastischer Materialabtrag	Sprödbbruch
Werkstoffeigenschaften	Korngröße	↓	↑
	Rißzähigkeit	↑	↓
Schleifparameter	Schleifkorngröße	↓	↑
	Schnittgeschwindigkeit	↑	↓
	Vorschubgeschwindigkeit	↓	↑
	Zustellung	↓	↑
	Einzelkornspannungsdicke	↓	↑
Schleifprozeß	Kraft pro Schleifkorn	↓	↑
	spezifische Schleifenergie	↑	↓
	spezifische Schleifkraft	↑	↓

Tabelle 3: Einflussgrößen des Materialabtrages [49]

Die beim Schleifvorgang erzeugte Wärme hat ebenfalls einen entscheidenden Einfluss auf die Art des Materialabtrages. Sie wird weitgehend durch das Kühl-Schmier-Mittel, den Schleifer, das abgetragene Material und das Werkstück selbst abtransportiert.

Dennoch entstehen hohe Spitzentemperaturen unter dem Schleifkorn, welche die Ausbildung plastischer Verformungen begünstigen. Umgekehrt kommt es bei zu schneller Abkühlung, z.B. durch das Kühl-Schmier-Mittel, zu Thermoschock-Rissen. Bei der Bearbeitung von tetragonalem Zirkoniumoxid wurden z. B. Spitzentemperaturen von 1300 °C, und mittlere Temperaturen von 600 °C gemessen [53].

Schleifen führt zu einer Veränderung der Oberflächenrandschicht des Werkstücks, zu plastischer Verformung und zur Induktion von Mikro- und Makrorissen. Erst wenn die Rissfronten vor oder neben dem im Eingriff befindlichen Schleifkorn die Oberfläche erreichen, kommt es zum Sprödbruch.

2.4.5.2 Korundstrahlen

Mechanische Oberflächenbehandlungen wie Korundstrahlen können dem Zirkoniumoxidgerüst zum Teil überkritische Energiemengen zuführen, was zu einer großflächigen Verzerrung des Kristallgitters oder sogar zur Phasenumwandlung und dadurch zur Schwächung des Zirkoniumoxids bis zu 30 % führen kann [11, 130, 133, 134, 136, 137]. Für die Verblendung hat dies zur Folge, dass sich an der Grenzfläche komplexe Spannungsverläufe aufbauen können, die zum sofortigen Versagen, aber auch zu unterkritischem Risswachstum und daraus resultierenden Spätschäden an der Restauration führen können, ähnlich wie beim Schleifen von Zirkoniumoxid. Monoklines Zirkoniumoxid besitzt im Gegensatz zum tetragonalen ZrO_2 einen geringeren WAK von etwa $7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [137].

Dieser Effekt kann unter anderem durch die röntgenographische Phasenanalyse [Abb.7] nachgewiesen werden.

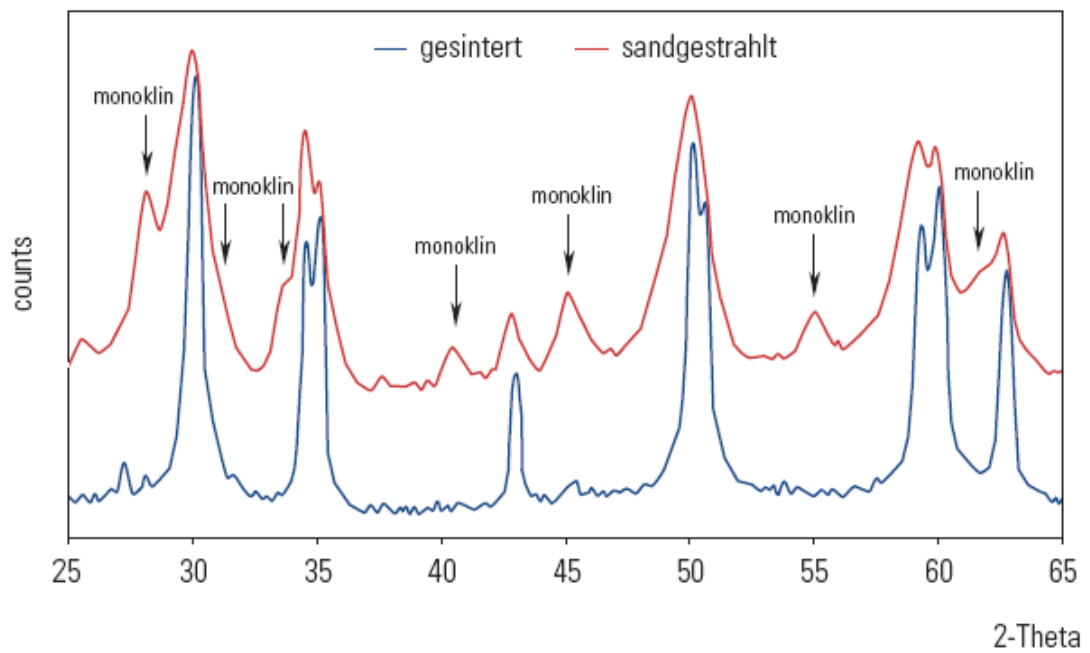


Abb. 7: Röntgendiffraktogramm eines Y-TZP (blau) und seiner Phasenveränderung nach Korundstrahlen (rot) [137].

3 Material und Methode

3.1 Übersicht

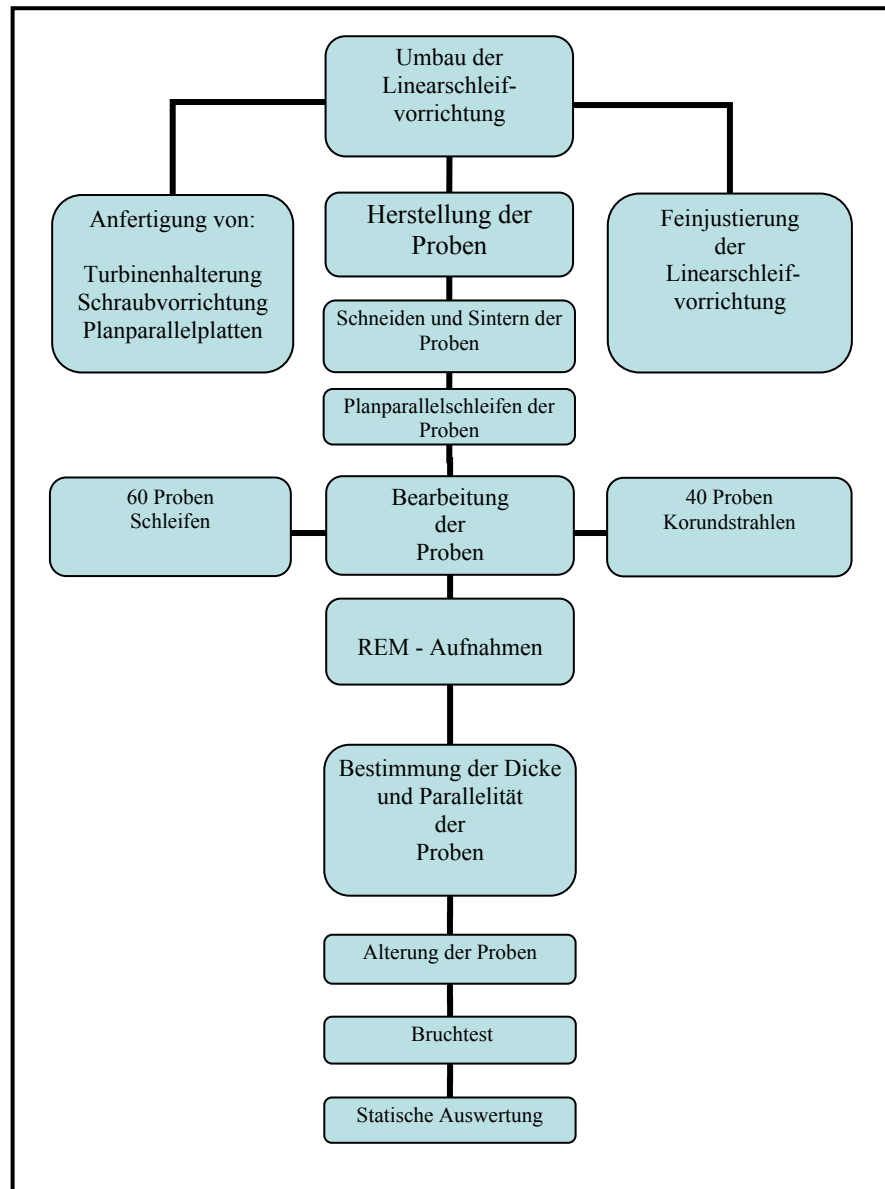


Abb.8: Übersicht Material und Methode

Für den Versuchsaufbau wurde eine Linearschleifvorrichtung umgebaut. Zur Untersuchung wurden 100 Probekörper hergestellt. 40 Proben wurden korundgestrahlt (davon 20 Proben einmal und 20 Proben dreimal), 60 Proben wurden mit unterschiedlichen Diamantschleifkörpern bearbeitet (20 Proben mit Rot-Ring, 20 Proben mit Blau-Ring, 20 Proben mit Grün-Ring).

Von jeder Bearbeitungsform wurden REM – Aufnahmen angefertigt. Die Hälfte aller Proben wurden einer künstlichen Alterung unterzogen. Danach wurden alle Proben in der Prüfmaschine bis zum vollständigen Bruch belastet.

3.2 Umbau der Linearschleifvorrichtung

Um diese Untersuchung durchführen zu können, wurde eine Schleifvorrichtung von der Firma bredent/ Senden zur Verfügung gestellt (Abb.11). Damit in diesem speziellen Versuchsaufbau alle Anforderungen erfüllt werden konnten, mussten vorerst einige Veränderungen an der Schleifvorrichtung vorgenommen werden.

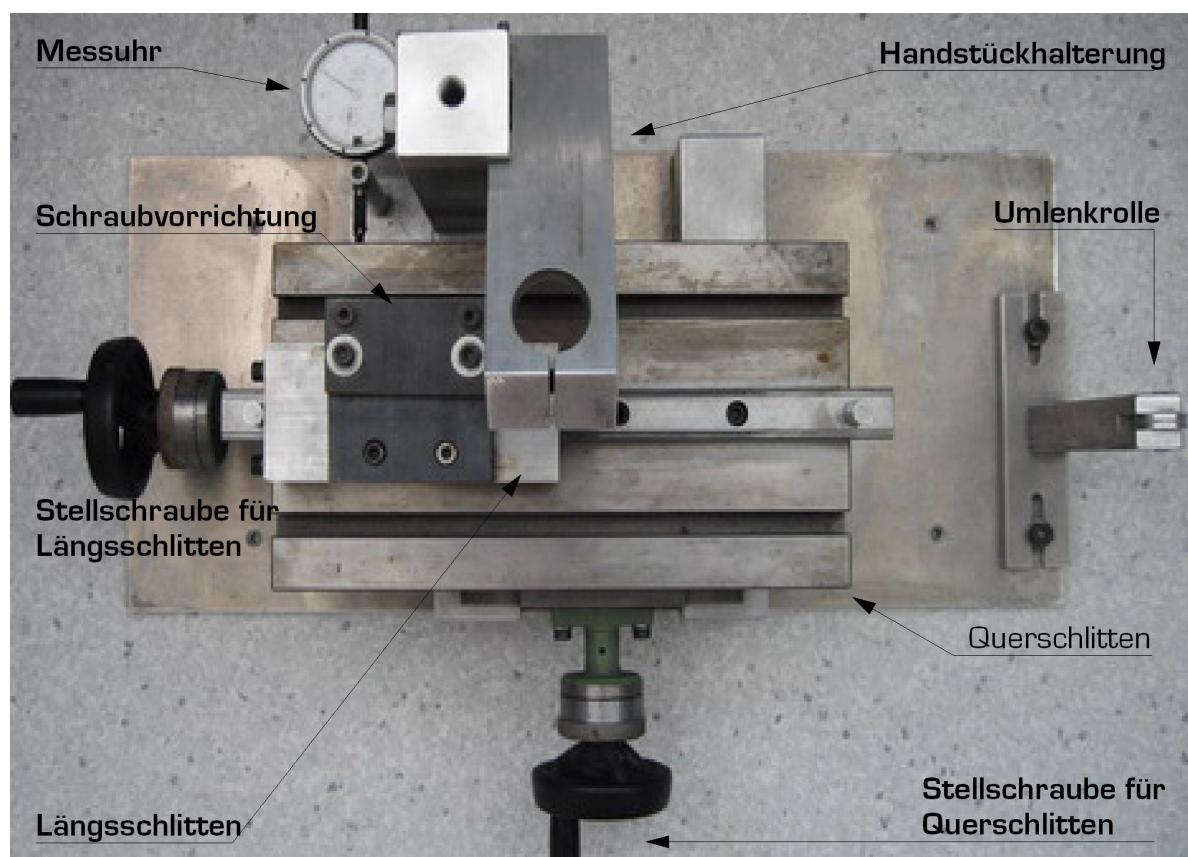


Abb.9: Linearschleifvorrichtung vor dem Umbau

3.2.1 Anfertigung der Turbinenhalterung

Eine der Anforderungen dieser Arbeit war, die Proben mit einer wassergekühlten Turbine (Abb. 12) zu bearbeiten, wie sie auch der Zahntechniker zum Bearbeiten der gesinterten Zirkoniumoxidgerüste im Labor verwendet. Da die Schleifvorrichtung nur eine Handstückhalterung besaß, musste eine spezielle Halterung für die Turbine Turbo-Jet der Firma acurata/ Thurmansbang angefertigt werden.



Abb.10: Turbinenhandstück



Abb.11: Tragbare Turbine

Dazu wurden in einem speziell angefertigten Aluminiumblock zwei Bohrungen vorgenommen (Abb. 12). Eine Bohrung diente zur Befestigung der Turbinenhalterung an die Schleifvorrichtung, die zweite Bohrung wurde dem Durchmesser der Turbine angepasst und mit einem Schlitz versehen, um eine Feststellschraube anbringen zu können (Abb. 13).

Diese war zur exakten Höheneinstellung der Turbine notwendig. Zusätzlich wurde eine Passfräsung angebracht, um die Turbine in Mittelstellung zum Längsschlitten zu bringen. (Schlosserei/ Fa. Angermaier/ Haag).



Abb.12: Turbinenhalterung in Bohr- u. Fräsmaschine

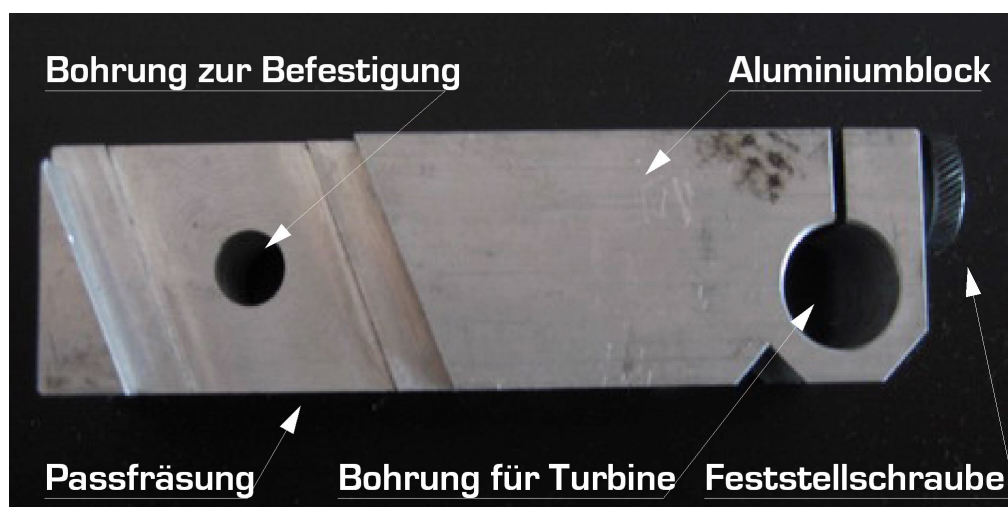


Abb.13: Fertige Turbinenhalterung

3.2.2 Anfertigung der Schraubvorrichtung

Damit keine Veränderungen an der Schleifvorrichtung durch den Umbau vorgenommen werden mussten, wurde eine neue Schraubvorrichtung aus Stahl angefertigt, damit der eigentliche Probenhalter mit der Schleifvorrichtung verschraubt werden konnte. Dazu wurde eine Stahlplatte mit sechs Bohrungen hergestellt.

Vier der Bohrungen (Abb. 15) waren nötig, um die Platte am Längsschlitten befestigen zu können, zwei der Bohrungen wurden für den später darauf verschraubten planparallelen Aufbau angebracht. Durch die neue Konstruktion der Schraubvorrichtung konnte wegen der zusätzlichen Verschraubung des Aufbaus eine genauere planparallele Ausrichtung erfolgen (Schlosserei/ Fa. Angermaier/ Haag).



Abb.14: Bohrung der Schraubvorrichtung



Abb.15: Fertige Schraubvorrichtung mit planparallelem Aufbau

3.2.3 Anfertigung der Planparallelplatten

Die nächste Anforderung der Arbeit war, alle Proben planparallel zu bearbeiten. Um diese Anforderung erfüllen zu können, mussten zwei planparallele Platten aus Stahl hergestellt werden. Eine Platte (Aufbau: Abb. 15) wurde wie oben schon beschrieben mit der Schraubvorrichtung verschraubt, die andere Platte diente als Probenhalter. Dieser wurde so gestaltet, dass er sich abnehmen und wenden ließ. Zudem musste der Probenhalter Temperaturunterschiede ohne Materialverzug aushalten. Aus diesem Grund war hierfür ein spezieller Stahl verwendet worden. Beide Platten wurden in einem Planparallelschleifer umlaufend planparallel geschliffen (Abb.16). Der Probenträger wurde oben und unten zusätzlich mit einer Fase (Abb. 17) versehen, um die Proben exakt in der Mitte des Trägers platzieren zu können (Werkzeugmacher/ Fa.Kühnl/ Haag).

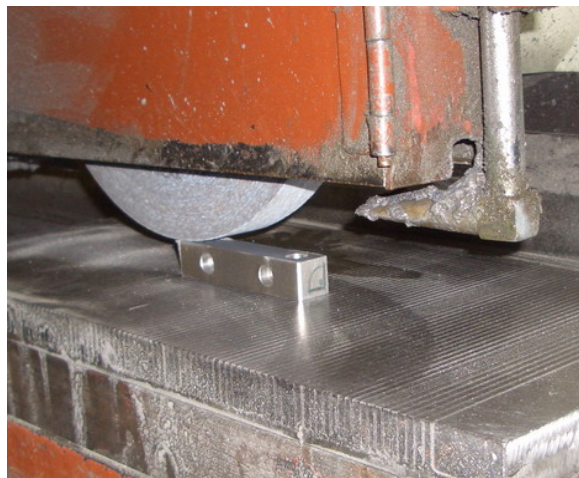


Abb.16: Probenhalter in Planparallelschleifer

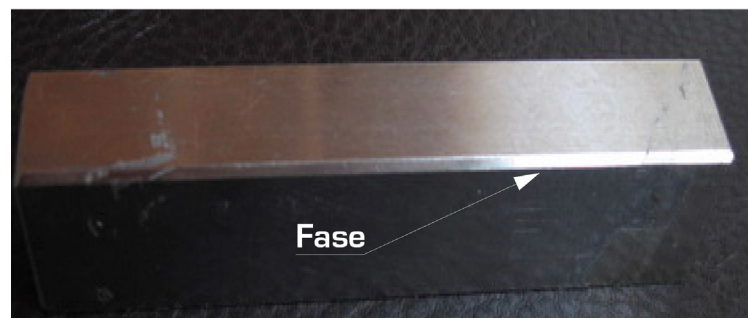


Abb.17: Probenhalter mit Fase

3.2.4 Justierung der Schleifvorrichtung

Nachdem alle Umbauteile an die Linearschleifvorrichtung angebracht worden waren, musste vor Beginn der Schleifarbeiten eine Feinjustierung erfolgen.

Dafür wurde die Messuhr mit einer Vorrichtung so an der Turbinenhalterung befestigt, dass der Taster der Messuhr an dem Probenhalter justiert werden konnte (Abb. 18).

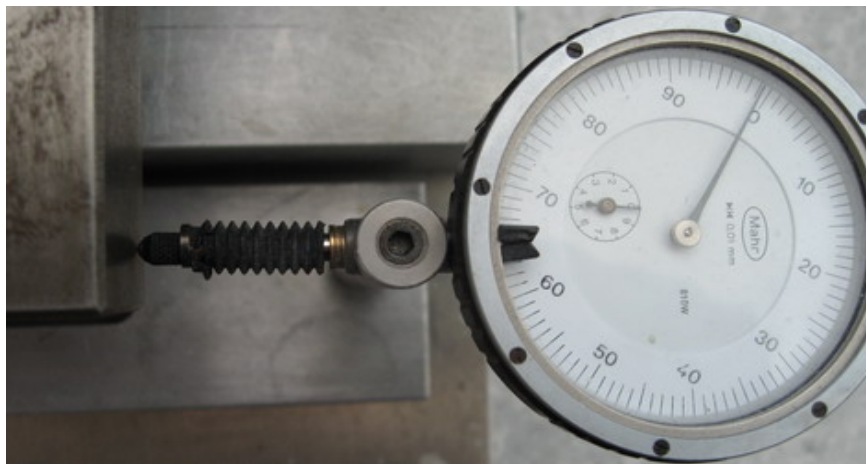


Abb.18: Feinjustierung des Längsschlittens

Anschließend wurde der Längsschlitten entlang der Messuhr bewegt. Erst als beim Bewegen des Längsschlittens die Messuhr keinen Ausschlag mehr aufwies, konnte der Aufbau mit der Schraubvorrichtung befestigt werden.

Zusätzlich wurde für alle Schleifkörper (Rot-, Blau-, Grün-Ring Diamanten) ein einheitliches Gewicht (131,20g) bestimmt, mit dem der Längsschlitten über die Umlenkrolle bewegt wurde, um den Vorschub für alle Körnungen gleich definieren zu können. Das Gewicht wurde am Längsschlitten befestigt, anschließend erfolgte die Zusammenstellung aller Komponenten des kompletten Versuchsaufbaus (Abb.19).

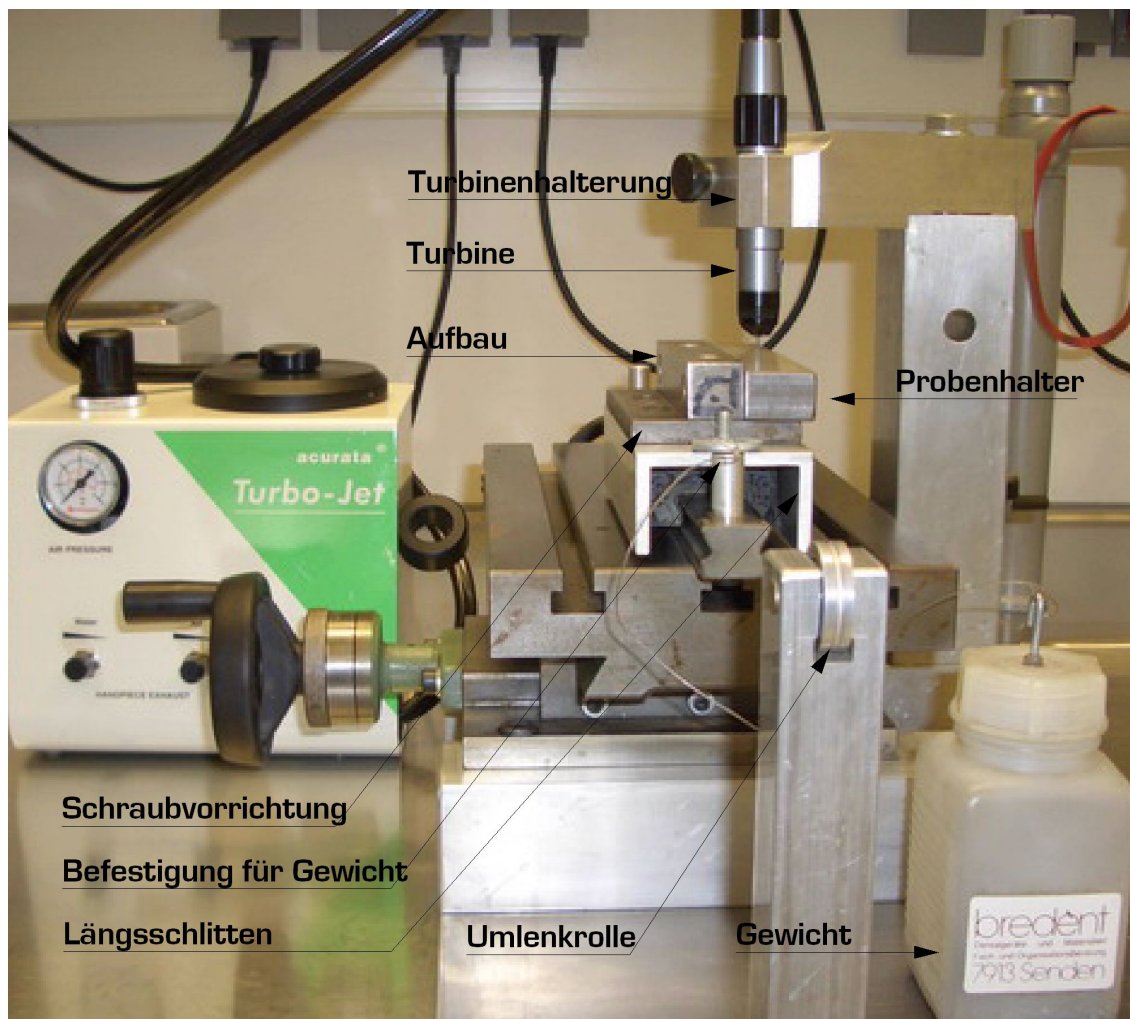


Abb.19:Kompletter Versuchsaufbau

3.3 Herstellung der Proben

3.3.1 Schneiden und Sintern der Proben

Die verwendete ISO - Norm schreibt Probeplättchen mit einem Durchmesser von 12 bis 16 mm, einer Dicke von 1.0 bis 1,4 mm und planparallelen Seiten mit einer Toleranz von 0,05 mm vor. Um dies zu erreichen, wurden vorgesinterte Rohlinge (Kavo Everest ZS/ Germany) mit dem Accutom 2 (Struers/ Willich) in 2 mm dicke Scheiben geschnitten (Abb. 21). Um den Zirkonoxidrohling beim Schneiden nicht zu beschädigen, wurde eine Schneidehilfe (Abb. 20) aufgeklebt (Uhu Endfest 300/Henkel/Düsseldorf) und diese im Einspannrahmen befestigt.



Abb.20: Zirkonoxidrohling mit befestigter Schneidehilfe



Abb.21: Schneiden im Accutom2

Nach dem Schneiden erfolgte das Sintern über acht Stunden bei 1500 °C im Everest Brennofen. Alle Proben hatten nach dem Sintern eine Dicke von 1,5 mm bis 1,6 mm.

3.3.2 Planparallelschleifen der Proben

Um die Anforderungen des biaxialen Versuchsaufbaus genau zu erfüllen, wurden alle Proben anschließend mit der Schleifmaschine Abramin (Struers/ Willich) parallel geschliffen. Dazu wurden jeweils acht Proben auf einen Stahlprobenhalter aufgewachst (Ocon-200Quarz Wax/ Logitech/ Glasgow). Der Stahlprobenhalter erwies sich in Vorversuchen im Vergleich zum Aluminiumprobehalter geeigneter, da durch das erhöhte Eigengewicht des Stahles der Anpressdruck auf das Diamantschleifpapier höher ist und damit die Proben gleichmäßiger geschliffen werden.

Der erste Schleifdurchgang erfolgte mit einem Diamantschleifpapier der Körnung 40 μm , der Feinschliff mit der Körnung 20 μm . Waren die Proben auf einer Seite plan geschliffen, wurden sie gewendet und analog auf der anderen Seite geschliffen.



Abb. 22: Proben auf Trägerplatte



Abb.23: Proben beim Schleifdurchgang

Daraus resultierten planparallele Proben mit einer Genauigkeit von $\pm 10 \mu\text{m}$ (fünfmal genauer, als eigentlich durch den Versuchsaufbau gefordert).



Abb. 24: Proben beim Messvorgang

Die Überprüfung der Dicke und Parallelität der Proben erfolgte grob mit der Mikrometerschraube (Abb. 24) und Messuhr. Alle Proben wiesen nach diesem Vorgang im Durchschnitt eine Dicke von 1,4 mm auf.

3.4 Bearbeitung der Proben

3.4.1 Probenverteilung

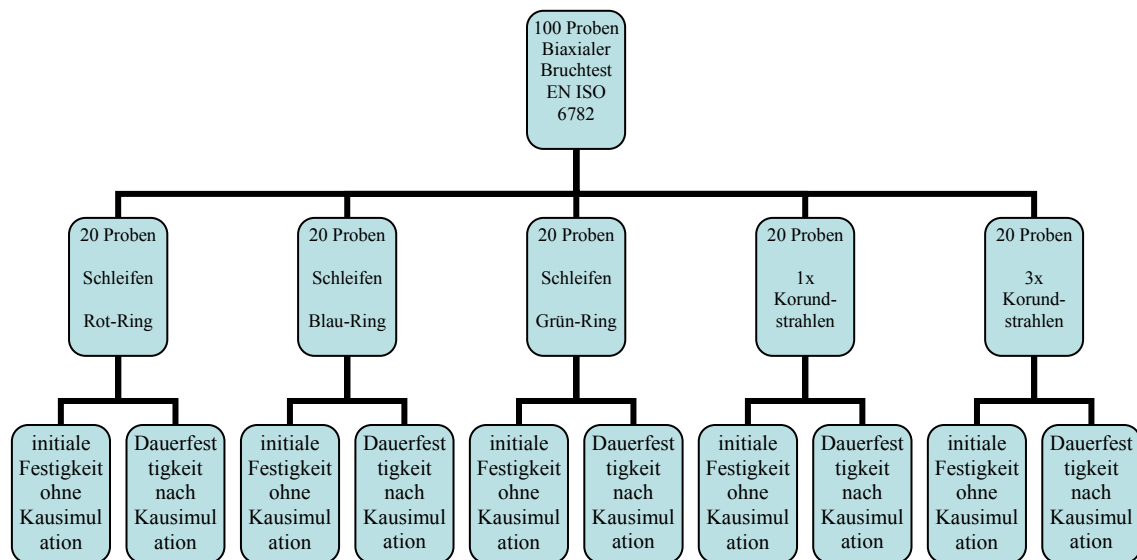


Abb.25: Probenverteilung

Bei der Probenverteilung wurden die 100 Proben in fünf Untergruppen aufgeteilt. 20 Proben wurden mit einem Rot-Ring Diamanten, 20 Proben mit einem Blau-Ring Diamanten und 20 Proben mit einem Grün-Ring Diamanten bearbeitet. 40 Proben wurden korundgestrahlt davon 20 Proben einmal und 20 Proben dreimal. Aus jeder Bearbeitungsform wurden 10 Proben einer künstlichen Alterung unterzogen.

3.4.2 Schleifen der Proben

Die mit den Diamanten zu beschleifende Seite sollte in der Zugzone des biaxialen Versuchsaufbaus liegen. Der Vorgang des Beschleifens wurde mit der umkonstruierten Linearschleifvorrichtung durchgeführt. Dazu wurden jeweils 5 Proben mit direktem Kontaktpunkt nebeneinander so auf den Stahlprobenhalter mit Wachs (Ocon-200Quarz Wax/ Logitech/ Glasgow) aufgeklebt, dass alle Plättchen mit der oberen und unteren Fase des Stahlträgers bündig abschlossen.

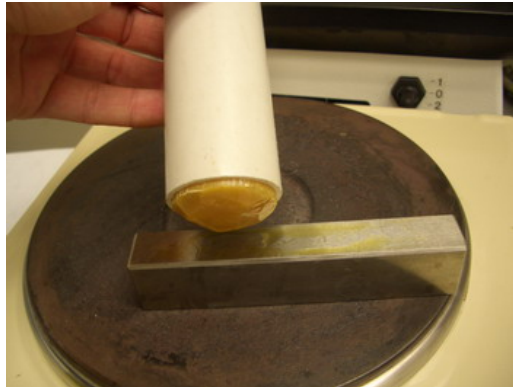


Abb.26: Erhitzen des Stahlprobenhalters mit Wachs



Abb.27: Proben auf Stahlprobenhalter

Das Schleifen der Proben erfolgte nach folgendem Vorgehen: Mit einem Filzstift wurde die zu beschleifende Seite des Prüfkörpers bemalt. Dies war zur objektiven Kontrolle des Bearbeitungsvorgangs notwendig, damit ein einheitliches Schliffbild gewährleistet werden konnte. Damit der Andruck des Schleifkörpers an die Proben exakt definiert und reproduziert werden konnten, wurde mit einer Shimstockfolie (Hanel 8 μ m/ roeko/ Langenau) der Abstand zwischen Probekörper und Schleifkörper eingestellt (die Shimstockfolie war mit leichtem Widerstand durchziehbar). Für diesen Vorgang konnte der Querschlitten, der mit der Messuhr justierbar war, bewegt werden. Um für alle Durchgänge einen gleichen Andruck bestimmen zu können, wurde nach dieser Justierung (Abb.28) die Messuhr auf Null gestellt. Anschließend wurde die Messuhr auf 0.03 mm (Abb.29) Schleifdicke eingestellt.



Abb.28: Einstellen des Schleifkörperabstandes



Abb.29: Einstellung der Messuhr

Als nächstes erfolgte der Schliff auf einer Seite (Abb. 30). Bearbeitet wurden 20 Proben mit Rot-Ring Diamanten (ISO 806314158/514/014), 20 Proben mit Blau-Ring Diamanten (ISO 8063148158/524/014) und 20 Proben mit Grün-Ring Diamanten (ISO 806314158/534/014) von der Firma bredent/ Senden.

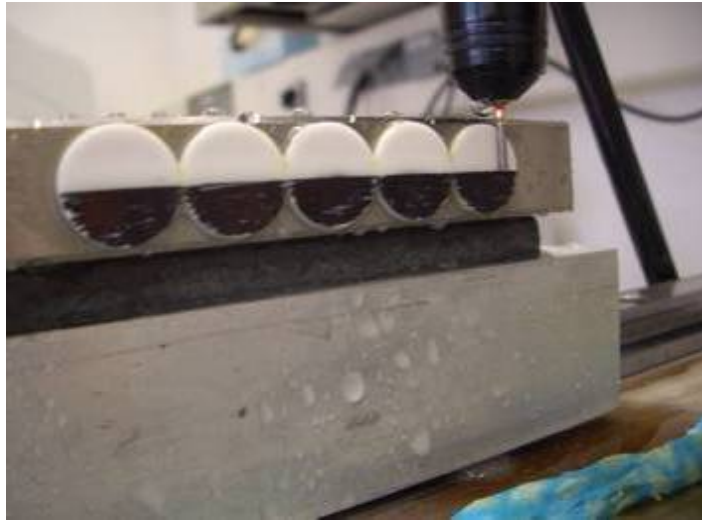


Abb.30: Plättchen beim Schleifvorgang

Jeder Probekörper wurde 20mal geschliffen, da wegen der Lagertoleranz der Turbine nur nach mehrmaliger Bearbeitung eine gleichmäßige Oberfläche zu erreichen war. Anschließend wurde der Probenhalter gewendet und die andere Hälfte der Proben analog bearbeitet (Abb. 31).

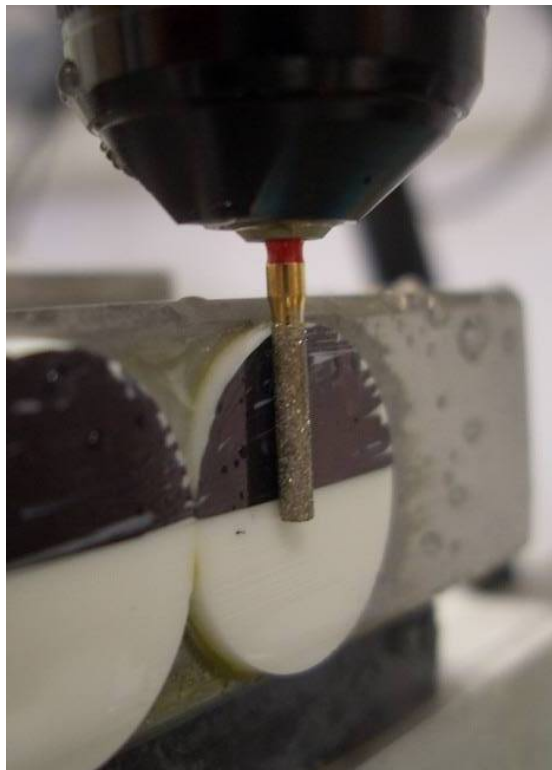


Abb.31: Bearbeitung nach Wenden des Probenhalters

3.4.3 Korundstrahlen der Proben

Das Korundstrahlen der Proben erfolgt nach folgendem Vorgehen: Mit einem Filzstift wurde eine komplette Seite eines Prüfkörpers bemalt, anschließend wurde die Farbe wieder abgestrahlt (Abb. 32; Sandmaster FG 3-82/ Wulsag/ Zofingen/ Schweiz), bis sie komplett entfernt war. Das gewährleistet, dass die komplette Oberfläche der Probe gestrahlt wurde. Alle Proben wurden mit zwei bar, 50 µm Strahlgut, aus einem Abstand von 1 cm bearbeitet. 20 Proben wurden einmal abgestrahlt, 20 Proben wurden dreimal abgestrahlt.



Abb.32: Korundstrahlgerät

3.5 Rasterelektronenmikroskopaufnahmen (REM)

Von jeder Serie wurden nach der Bearbeitung Rasterelektronenmikroskopaufnahmen (Supra™ 55VP/ Cemi®/ Zeiss) angefertigt. Nach mehrmaligem Reinigen der Proben mit Alkohol im Ultraschallbad wurden die Proben auf einen Probenteller (0“5“ Aluminium Specimen Stubs/ Agar) geklebt (Leit-Taps/ Plano/ Marburg) und anschließend 1,5 Minuten unter Argon-Atmosphäre bei 15mA in einer Sputteranlage (SCD 030, Balzers/ Union) mit Gold bedampft.

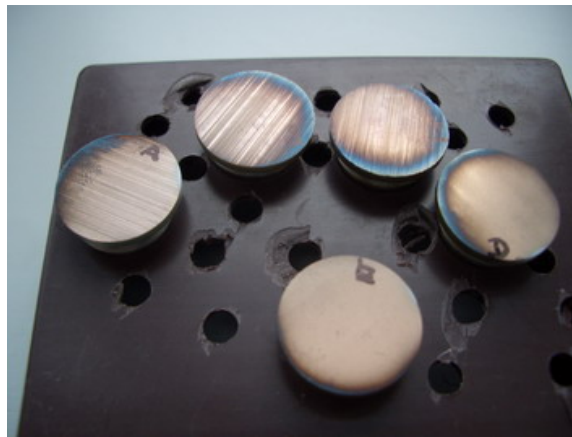


Abb.33: Besputterte Proben

Die Proben wurden mit Gold bedeckt, um nicht elektrisch leitende Oberflächen mit einer leitenden Schicht zu versehen. Nur leitende Proben können unter dem Rasterelektronenmikroskop betrachtet werden.

Die besputterten Proben wurden im Rasterelektronenmikroskop (Abb. 34) bei 200-facher und 500-facher Vergrößerung dargestellt. Um eine etwaige Verzerrung des Bildes zu vermeiden, wurde darauf geachtet, eine möglichst senkrechte Aufsicht auf die Schnitte zu bekommen.

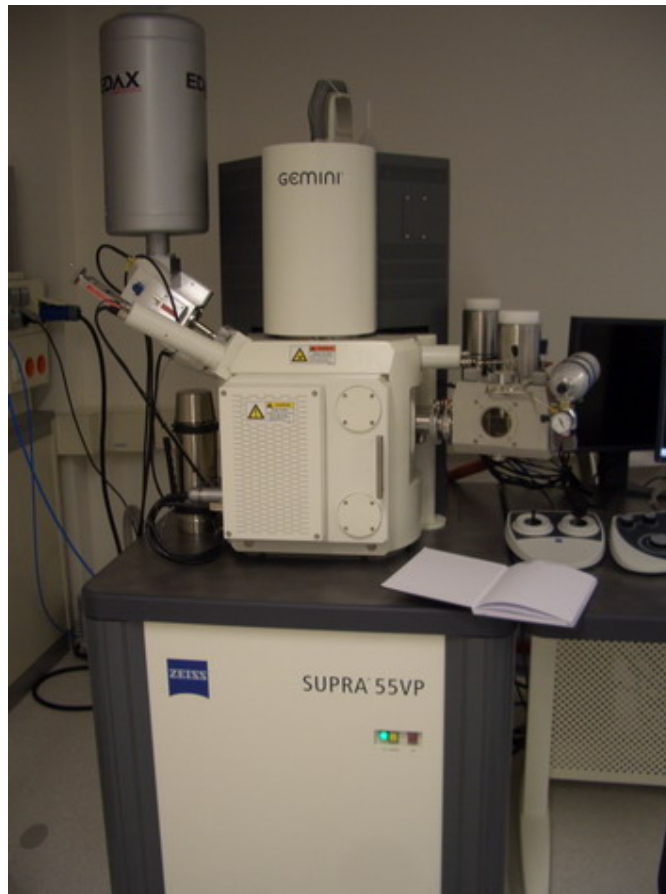


Abb.34: Rasterelektronenmikroskop

3.6 Bestimmung der Dicke und Parallelität der Proben

Die genaue Dicke und Parallelität der Prüfkörper bestimmte folgendes Verfahren: Die Probe wurde auf eine Schablone aufgelegt und ein Strich im 45 Gradwinkel gezogen, dann wurde die Probe um 90 Grad gedreht und die Prozedur wiederholt. Der Schnittpunkt der Linien beschreibt den exakten Mittelpunkt des Probekörpers.

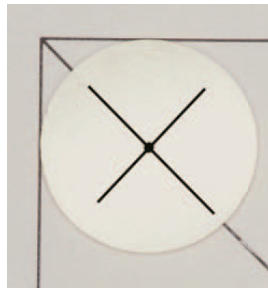


Abb.35: Konstruktion des Probenmittelpunktes

Nach der Mittelpunktsbestimmung wurde eine Schablone aufgelegt, um acht weitere Messpunkte anzuzeichnen. Diese zusätzlichen Messpunkte dienen zur genauen Bestimmung der gemittelten Probendicke und der Überprüfung der Planparallelität.

Um eine reproduzierbare Aussage treffen zu können, wurden die Messpunkte in einem genau festgelegten Muster auf den Probekörper aufgebracht. Vier Messpunkte auf einen Außenkreis und vier auf einen Innenkreis. Die einzelnen Messpunkte sind um jeweils 45 Grad versetzt. Aus diesen neun Messpunkten wurde dann die gemittelte Dicke der Probe bestimmt (Präcimeter S/ Renfert/ Hilzingen). Der Probendurchmesser wurde mit einer Schieblehre vermessen. Es wurden zwei Messungen vorgenommen, die um 90 Grad versetzt waren. Aus diesen beiden Messungen wurde der Probendurchmesser ermittelt.

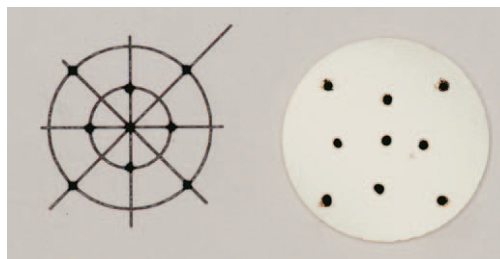


Abb.36: Angezeichnete Messpunkte

3.7 Alterung der Proben

Die zu alternden Proben wurden zufällig aus den jeweiligen Untergruppen ausgewählt und wurden anschließend über die fiktive Tragedauer von 5 Jahren gealtert. Dazu wurden sie im „Münchner Kausimulator“ 1,2 Millionen Lastwechseln und 10000 Temperaturwechseln von 5 °C auf 55 °C unterzogen.

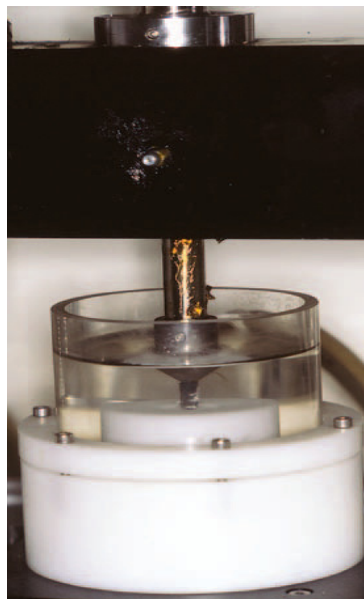


Abb.37: Münchner Kausimulator

Die Lasteinwirkung erfolgte zentral auf die Probe mit 50 N. In Anlehnung an den biaxialen Bruchversuch wurde der Stempel möglichst dünn (3 mm Durchmesser) gewählt und zur Vermeidung von Punktlasten, analog zu bereits in der Poliklinik durchgeführten Untersuchungen, mit einem Schrumpfschlauch ummantelt.



Abb.38: Zentrale Belastung der Probe

3.8 Bruchtest

Anschließend wurden alle Proben in der Universalprüfmaschine (Zwick/ Ulm) bis zu ihrem Bruch belastet. Dabei lag die bearbeitete Seite in der Zugzone. Um die Fehlermöglichkeit zu minimieren, die Streuung der Ergebnisse so gering wie möglich zu halten und ein reproduzierbares Vorgehen sicherzustellen, wurde eine Positionierungshilfe für das Einlegen der Probekörper verwendet.

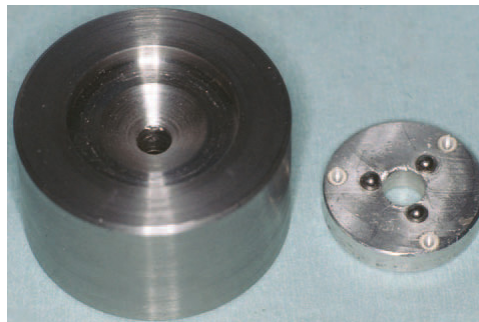


Abb.39: Probenaufnahme und Positionierungshilfe

Die Vorschubgeschwindigkeit des Stempels betrug 0,5 mm pro Minute. Die Universalprüfmaschine trug die gemessenen Werte in einem Spannungsdehnungsdiagramm auf und ermittelt die Bruchlast.

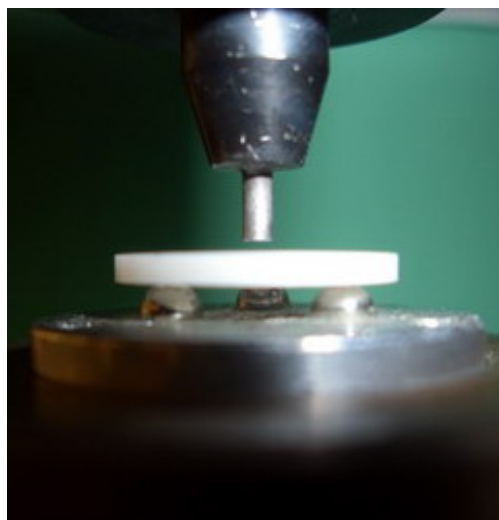


Abb.40: Stempel und Probe

3.9 Statistische Auswertung

Nach dem Messen der Bruchkräfte wurde die Biegefestigkeit der Proben errechnet und statistisch verglichen. Hierfür kam das Statistikprogramm SPSS 14.0 (SPSS-Inc.Chicago/ USA) zur Anwendung. Zur übersichtlichen Darstellung wurden Boxplot-Diagramme verwendet, die den Medianwert, die Standardabweichung und die Extremwerte anzeigen.

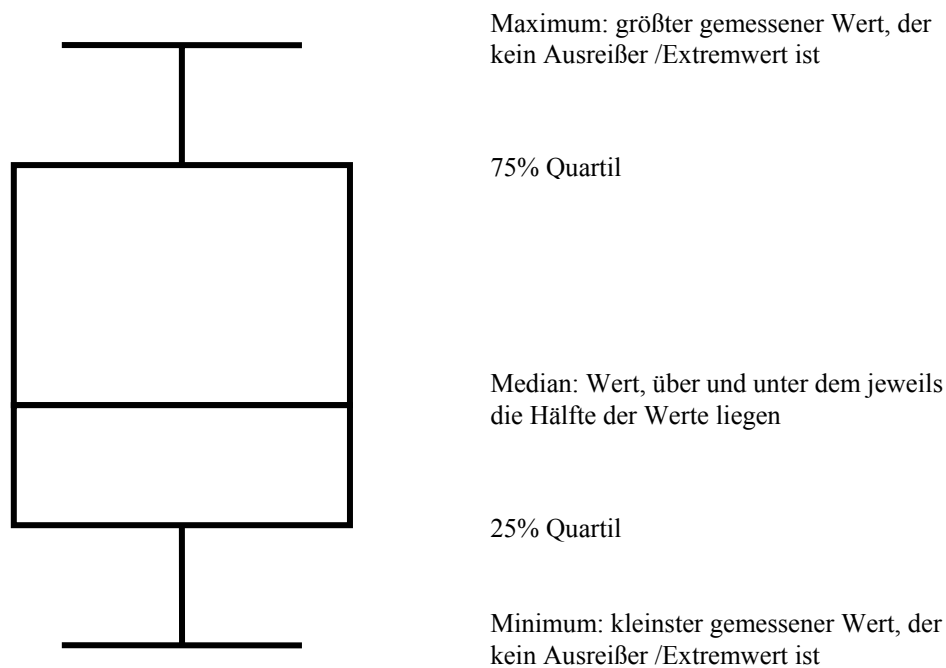


Abb.41: Erklärung des Box-Plots

Das Signifikanzniveau wurde auf $p < 0.05$ festgelegt.

3.10 Berechnung der Biegefestigkeit

Aus den gewonnenen Bruchlasten ist es möglich, die Biegefestigkeit der einzelnen Proben nach folgender Formel zu errechnen:

$$S = - 0,2387 P (X-Y)/d^2$$

Hierin ist:

S die maximale Biegefestigkeit in Megapascal

P die Gesamtbruchlast in Newton

$X = (1+v) \ln(r_2/r_3)^2 + [(1-v)/2](r_2/r_3)^2$

$Y = (1+v)[1 + \ln(r_1/r_3)^2] + (1-v)(r_1-r_3)^2$

Hierin ist:

V die Poisson-Verteilung, Wert hier 0,2387

r1 der Radius der Trägerscheibe in mm

r2 der Radius des belasteten Bereichs in mm

r3 der Radius des Probekörpers in mm

d die Dicke des Probekörpers bei Bruchbeginn in mm

4 Ergebnisse

4.1 Biegefestigkeitswerte der Oberflächenbearbeitung

4.1.1 Rot-Ring bearbeitet, nicht gealtert

Die Bruchversuche der mit Rot-Ring Diamanten bearbeiteten Proben lieferten folgende Ergebnisse: Die Werte bewegten sich zwischen einem Minimum von 831,27 MPa und einem Maximum von 1130,57 MPa. Der Mittelwert errechnete sich zu 978,54 MPa mit einer Standardabweichung von $\pm 99,46$ MPa.

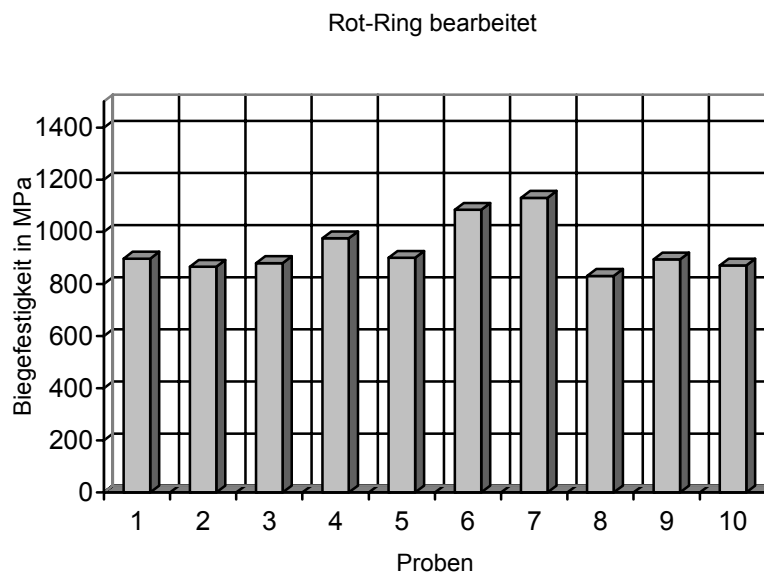


Abb.42: Säulendiagramm der Rot-Ring bearbeiteten nicht gealterten Proben

Rot-Ring bearbeitet	
Probennummer:	Biegefestigkeit in MPa
1	897,28
2	866,20
3	879,89
4	975,24
5	900,67
6	1084,30
7	1130,57
8	831,27
9	894,19
10	870,80

Tab.4: Biegefestigkeitswerte der Rot-Ring bearbeiteten nicht gealterten Proben

4.1.2 Blau-Ring bearbeitet, nicht gealtert

Bei den Proben, die mit Blau-Ring Diamanten bearbeitet wurden, lagen die errechneten Biegefestigkeiten zwischen 665,48 MPa und 1025,54 MPa. Der Mittelwert lag bei 871,32 MPa mit einer Standardabweichung von $\pm 102,24$ MPa.

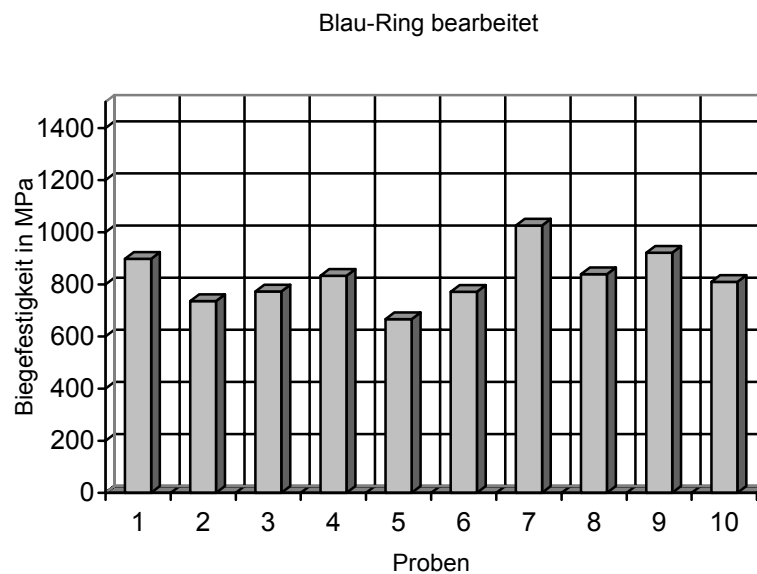


Abb.43: Säulendiagramm der Blau-Ring bearbeiteten nicht gealterten Proben

Blau-Ring bearbeitet	
Probennummer:	Biegefestigkeit in MPa
1	897,99
2	736,03
3	773,16
4	832,67
5	665,48
6	771,40
7	1025,54
8	838,71
9	920,67
10	809,43

Tab.5: Biegefestigkeitswerte der Blau-Ring bearbeiteten nicht gealterten Proben

4.1.3 Grün-Ring bearbeitet, nicht gealtert

Die Proben, die mit Grün-Ring Diamanten bearbeitet wurden, lieferten einen Maximalwert von 1011,00 MPa und einen Minimalwert von 645,04 MPa. Daraus errechnete sich eine mittlere Biegefestigkeit von 844,09 MPa mit einer Standardabweichung von $\pm 109,74$ MPa.

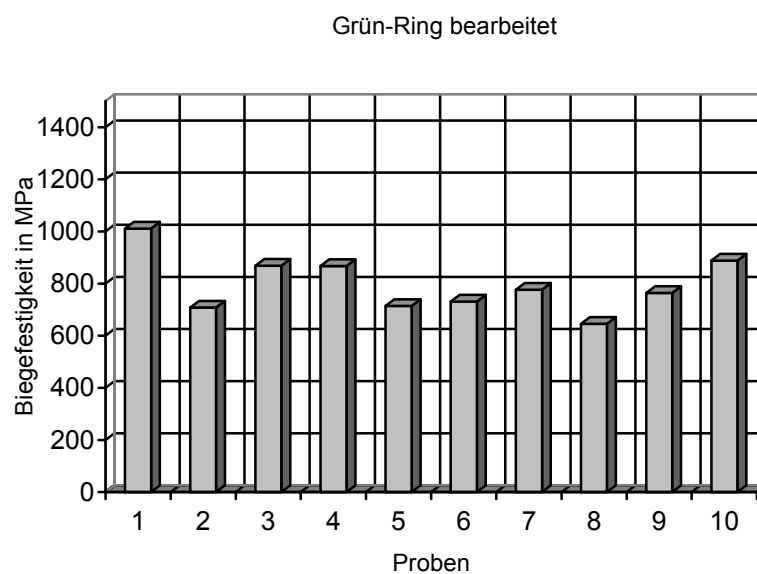


Abb.44: Säulendiagramm der Grün-Ring bearbeiteten nicht gealterten Proben

Grün-Ring bearbeitet	
Probennummer:	Biegefestigkeit in MPa
1	1011,00
2	704,37
3	868,39
4	867,41
5	714,29
6	731,15
7	776,75
8	645,04
9	763,86
10	887,48

Tab.6: Biegefestigkeitswerte der Grün-Ring bearbeiteten nicht gealterten Proben

4.1.4 1x korundgestrahlt, nicht gealtert

Die Bruchversuche der Proben, die nur 1x korundgestrahlt wurden, lieferten folgende Ergebnisse. Die Werte bewegten sich zwischen einem Minimum von 740,08 MPa und einem Maximum von 1023,46 MPa. Der Mittelwert errechnete sich zu 1003,81 MPa mit einer Standardabweichung von $\pm 135,31$ MPa.

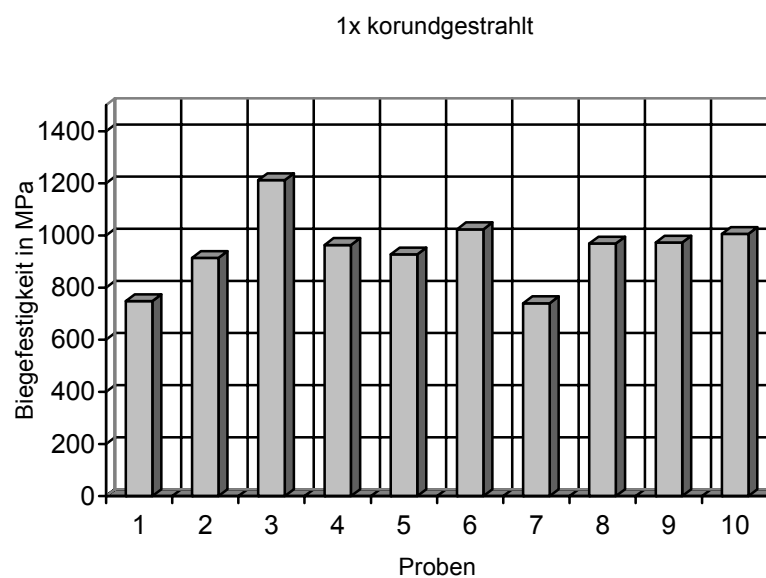


Abb.45: Säulendiagramm der einmal korundgestrahlten nicht gealterten Proben

1x korundgestrahlt	
Probennummer:	Biegefestigkeit in MPa
1	748,12
2	913,54
3	1211,85
4	963,75
5	927,04
6	1023,46
7	740,08
8	968,93
9	972,91
10	1006,12

Tab. 7: Biegefestigkeitswerte der einmal korundgestrahlten nicht gealterten Proben

4.1.5 3x korundgestrahlt, nicht gealtert

Bei den Proben, die 3x korundgestrahlt wurden, lagen die errechneten Biegefestigkeiten zwischen 1165,13 MPa und 896,40 MPa. Der Mittelwert lag bei 1040,00 MPa mit einer Standardabweichung von $\pm 112,72$ MPa.

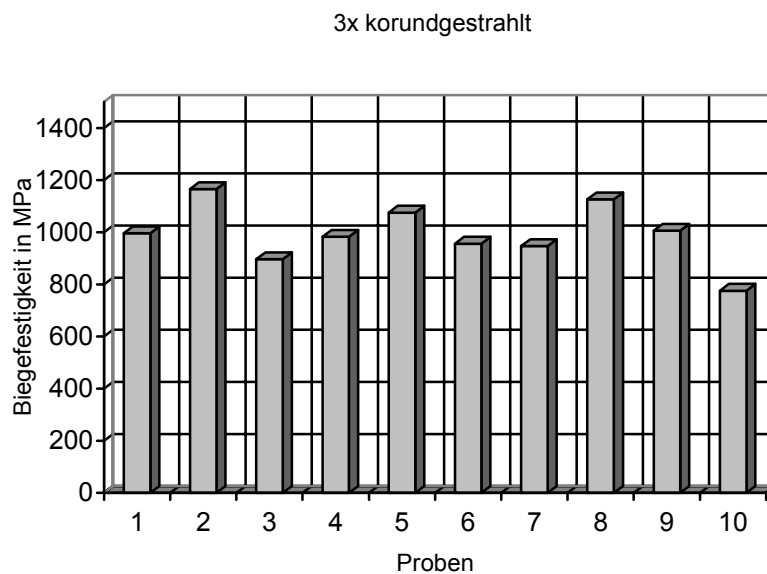


Abb.46: Säulendiagramm der dreimal korundgestrahlten nicht gealterten Proben

3x korundgestrahlt	
Probennummer:	Biegefestigkeit in MPa
1	996,23
2	1165,13
3	896,40
4	982,76
5	1074,89
6	956,12
7	946,93
8	1126,38
9	1005,68
10	775,86

Tab.8: Biegefestigkeitswerte der dreimal korundgestrahlten nicht gealterten Proben

4.1.6 Unbearbeitet, nicht gealtert

Bei den unbearbeiteten, nicht gealterten Proben lagen die errechneten Biegefestigkeitswerte zwischen 1132,62 MPa und 1797,45 MPa. Der Mittelwert lag bei 1550,94 MPa ein. Die Standardabweichung betrug $\pm 186,99$ MPa.

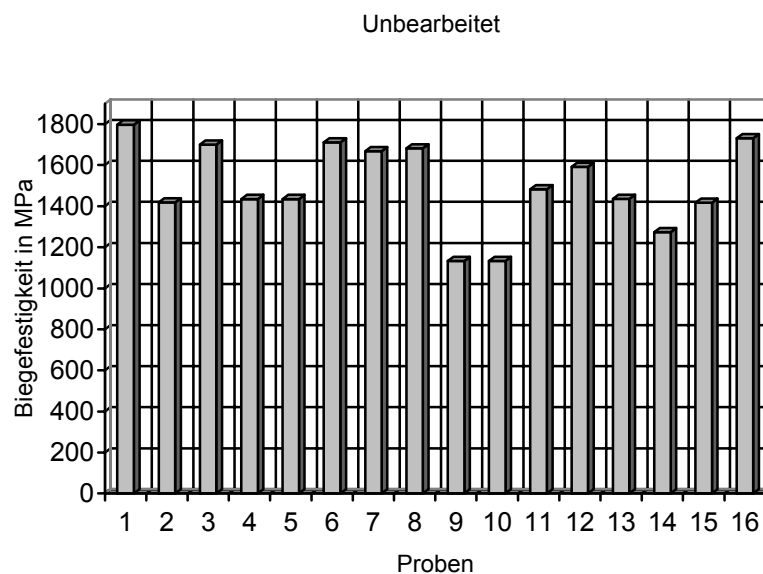


Abb.47: Säulendiagramm der unbearbeiteten nicht gealterten Proben

Unbearbeitet	
Probennummer:	Biegefestigkeit in MPa
1	1797,45
2	1418,57
3	1699,86
4	1434,65
5	1705,54
6	1711,54
7	1667,25
8	1681,05
9	1132,62
10	1638,40
11	1481,62
12	1591,39
13	1434,81
14	1272,93
15	1416,45
16	1731,07

Tab.9: Biegefestigkeitswerte der unbearbeiteten nicht gealterten Proben

4.2 Vergleich aller untersuchten Proben

Im Folgenden sind Boxplot-Diagramme mit den verschiedenen Oberflächenbearbeitungen und den zugehörigen Werten dargestellt. Beim Diagramm ist auf der X-Achse die Oberflächenbearbeitung aufgetragen. Die Y-Achse zeigt die Biegefestigkeit in MPa. Extremwerte und Ausreißer sind mit einem Kreis gekennzeichnet. Zum Vergleich der gewonnenen Werte wurde der Oneway-Anova-Test verwendet.

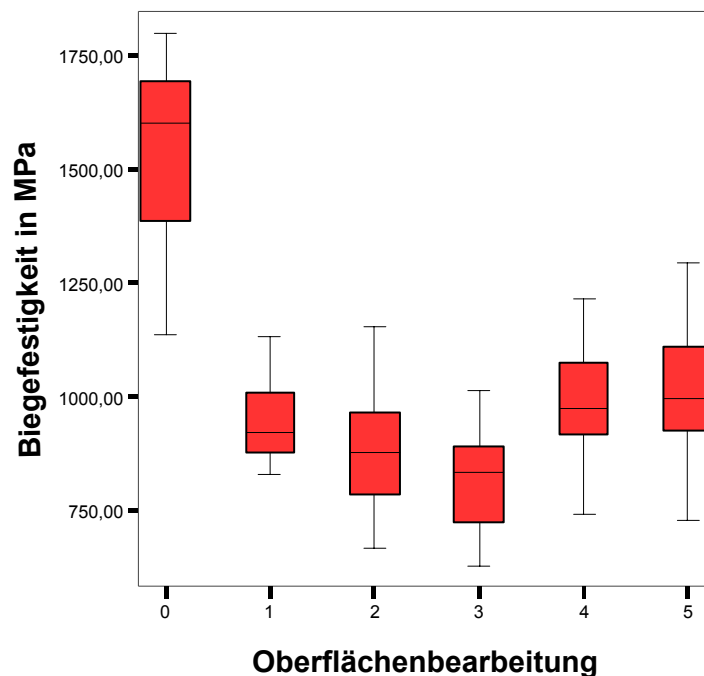


Abb.48: Alle untersuchten Proben

Oberflächenbearbeitung 0: Unbearbeitet
Oberflächenbearbeitung 1: Rot-Ring
Oberflächenbearbeitung 2: Blau-Ring
Oberflächenbearbeitung 3: Grün-Ring
Oberflächenbearbeitung 4: 1x korundgestrahlt
Oberflächenbearbeitung 5: 3x korundgestrahlt

Betrachtet man die Mittelwerte der Biegefestigkeiten und will so eine Rangfolge der Auswirkung auf die Oberflächenbearbeitung erstellen, so stehen an der Spitze die unbearbeiteten Proben mit 1529,95 MPa, gefolgt von den dreimal korundgestrahlten Proben mit 1065,97 MPa.

Die einmal korundgestrahlten Proben weisen eine Biegefestigkeit von 1040,41 MPa auf und die mit Rot-Ring bearbeiteten Proben liegen bei 987,87 MPa. Bei den Proben, die mit Blau-Ring Diamanten bearbeitet wurden, errechnet sich eine mittlere Biegefestigkeit von 928,33 MPa. Die niedrigste Biegefestigkeit erreichen die Grün-Ring bearbeiteten Proben mit einem Wert von 852,95 MPa.

Betrachtet man die Minimal- und Maximalwerte aller untersuchten Proben, so lassen sich folgende Werte errechnen. Bei allen unbearbeiteten Proben ergibt sich ein Minimalwert von 1132,62 MPa und ein Maximalwert von 1797,45 MPa. Die mit Rot-Ring bearbeiteten Proben stehen bei einem Minimum von 825,88 MPa und einem Maximum von 1130,57 MPa. Ein Minimum von 665,48 MPa und ein Maximum von 1150,95 MPa lässt sich bei den mit Blau-Ring Diamant bearbeiteten Proben erreichen. Bei den Proben die mit Grün-Ring Körnung bearbeitet worden waren, liegen die Minimalwerte bei 627,59 MPa und die Maximalwerte bei 1110,99 MPa. Bei den korundgestrahlten Proben konnten die größten Maximalwerte erreicht werden: Einmal korundgestrahlt: 1211,85 MPa; dreimal korundgestrahlt: 1293,99 MPa. Die Minimalwerte bei den einmal korundgestrahlten Proben lagen bei 740,08 MPa, die der dreimal korundgestrahlten Proben lagen bei 726,15 MPa.

Ordnet man nun alle Standardabweichungen der Größe nach, so lässt sich die größte bei den nicht bearbeiteten Proben finden mit einem Wert von $\pm 192,28$. Danach folgen die dreimal korundgestrahlten Proben mit $\pm 143,95$, gefolgt von den einmal korundgestrahlten Proben mit einem Wert von $\pm 130,12$. Eine Standardabweichung von $\pm 108,77$ lässt sich den Blau-Ring geschliffenen Proben zuordnen. Bei den Proben, die mit einem Grün-Ring Diamanten bearbeitet wurden, errechnet sich eine Standardabweichung von $\pm 106,69$. Die geringste Standardabweichung von $\pm 92,35$ liegt bei den Rot-Ring bearbeiteten Proben vor.

4.3 Vergleich der nicht gealterten mit den gealterten Proben

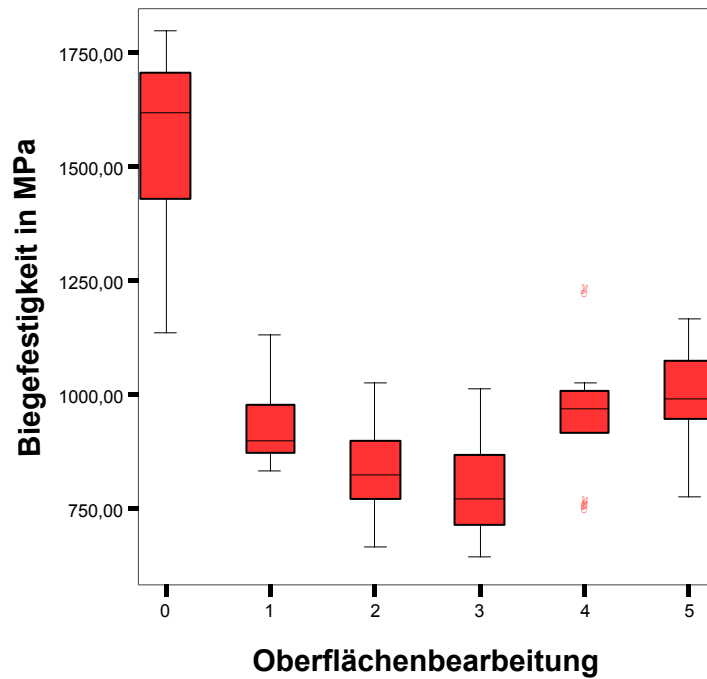


Abb.49: Boxplot-Diagramm der nicht gealterten Proben

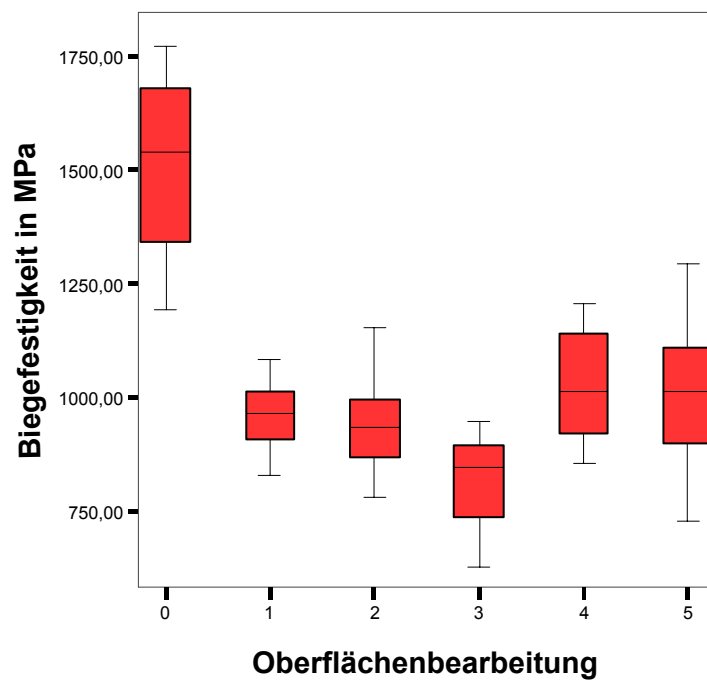


Abb.50: Boxplot-Diagramm der gealterten Proben

Zum Vergleich der Bearbeitungsformen - gealtert gegen nicht gealtert - wurde der nicht-parametrische Mann-Whitney-U-Test durchgeführt.

Die nicht bearbeiteten ungealterten Proben liefern eine Biegefestigkeit von 1550,94 MPa. Bei den unbearbeiteten gealterten Proben liegt der Wert bei 1508,95 MPa.

Bei der Betrachtung der Unterschiede der nicht gealterten Proben zu den gealterten Proben lässt sich feststellen, dass bei allen bearbeiteten Proben die gealterten Proben eine höhere Biegefestigkeit aufweisen als die nicht gealterten Proben. Bei der Rot-Ring Bearbeitung liegen die Werte der ungealterten Proben bei 978,54 MPa, während die Werte der gealterten Proben bei 997,20 MPa liegen. Bei den Proben, die mit einem Blau-Ring Diamanten bearbeitet wurden, liegt der Mittelwert der gealterten Proben bei 985,33 MPa, bei den ungealterten Proben errechnet sich nur ein Wert von 871,85 MPa. Statistisch gesehen weisen die Blau-Ring bearbeiteten Proben eine Signifikanz auf mit einem Wert von 0,043. Auch bei den Grün-Ring Diamanten bearbeiteten Proben liegt der Wert der gealterten Proben höher als bei den nicht gealterten Proben. Die nicht gealterten Proben liegen bei 844,09 MPa, die gealterten Proben bei 861,80 MPa. Bei den einmal korundgestrahlten Proben liegen die Werte der ungealterten Proben bei 1003,81 MPa, während die Werte der gealterten Proben bei 1077,01 MPa stehen. Die gealterten Proben, die dreimal korundgestrahlt wurden, weisen eine mittlere Biegefestigkeit von 1091,94 MPa auf. Die nicht gealterten Proben stehen bei einem Wert von nur 1040,00 MPa. Auffällig ist bei dieser Gegenüberstellung außerdem, dass bei den korundgestrahlten gealterten Proben die Streuung höher ist als bei den nicht gealterten Proben.

4.4 Vergleich der bearbeiteten Proben

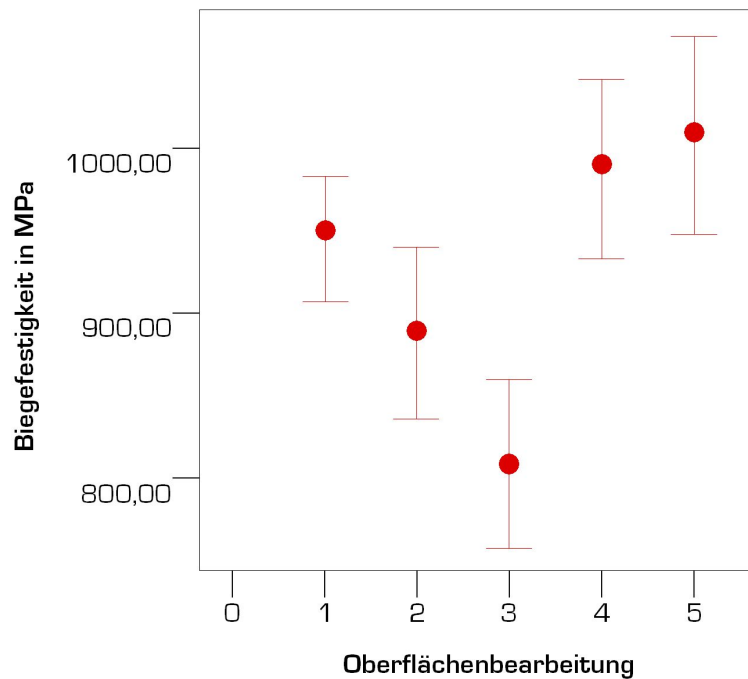


Abb.51: Bearbeitete Proben

Oberflächenbearbeitung 1: Rot-Ring
Oberflächenbearbeitung 2: Blau-Ring
Oberflächenbearbeitung 3: Grün-Ring
Oberflächenbearbeitung 4: 1x korundgestrahlt
Oberflächenbearbeitung 5: 3x korundgestrahlt

Vergleich	Signifikanz p
Rot-Ring / Grün-Ring	0.009
Rot-Ring / Blau-Ring	0,043
Blau-Ring / Grün Ring	0,436
1xkorundstrahlen / 3xkorundstrahlen	0,481

Tab.10: Signifikanzwerte der verglichenen Proben anhand des Mann-Whitney-U Tests

Vergleicht man die Rot-Ring bearbeiteten Proben mit den Grün-Ring bearbeiteten Proben, lässt sich statistisch gesehen ein signifikanter Unterschied von 0.009 errechnen. Beim Vergleich der Rot-Ring bearbeiteten Proben mit den Blau-Ring bearbeiteten Proben lässt ein signifikanter Unterschied mit einem Wert von 0.043 erkennen.

4.5 Berechnung des Weibull - Moduls

In diesem Diagramm sind die Weibull - Module m nebeneinander aufgetragen, wobei der rote Balken die nicht gealterten und der graue die gealterten Proben anzeigt.

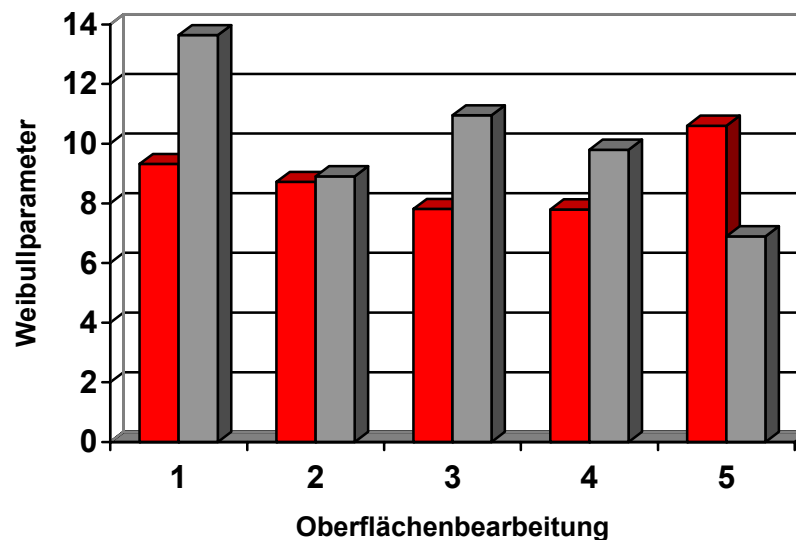


Abb.52: Grafische Darstellung des Weibull - Moduls

Oberflächenbearbeitung 1: Rot-Ring
 Oberflächenbearbeitung 2: Blau-Ring
 Oberflächenbearbeitung 3: Grün-Ring
 Oberflächenbearbeitung 4: 1x korundgestrahlt
 Oberflächenbearbeitung 5: 3x korundgestrahlt

	Nicht gealtert	Gealtert
Rot-Ring bearbeitet	9,32	13,64
Blau-Ring bearbeitet	8,72	8,91
Grün-Ring bearbeitet	7,81	10,95
1x korundgestrahlt	7,79	9,8
3x korundgestrahlt	10,6	6,89

Tab.11: Werte des Weibull - Moduls

Vergleicht man die nicht gealterten Proben mit den gealterten Proben anhand des Weibull – Moduls, so liefern die gealterten Proben - mit Ausnahme der 3x korundgestrahlten Proben - in allen Bearbeitungsformen einen höheren Weibullparameter als die nicht gealterten Proben.

4.6 Substanzabtrag der unterschiedlichen Bearbeitungsformen

Da alle Proben im Durchschnitt vor der Bearbeitung eine Dicke von 1,4 mm aufwiesen, konnte in dieser Arbeit auch eine Aussage über den Substanzabtrag, der durch die unterschiedliche Bearbeitung resultierte, gemacht werden.

Bearbeitungs- formen	Gemittelte Dicke nach Bearbeitung
Rot-Ring bearbeitet	1,374 mm
Blau-Ring bearbeitet	1,394 mm
Grün-Ring bearbeitet	1,394 mm
1x korundgestrahlt	1,398 mm
3x korundgestrahlt	1,397 mm

Tab.12: Gemittelte Dicken nach unterschiedlichen Bearbeitungsformen

Die durch Rot-Ring bearbeiteten Proben wiesen den höchsten Substanzabtrag auf. Gefolgt von den Blau-Ring und Grün-Ring bearbeiteten Proben. Beim Korundstrahlen scheint der Abtrag am geringsten zu sein.

4.7 Auswertung der REM-Aufnahmen

4.7.1 Rot-Ring bearbeitet

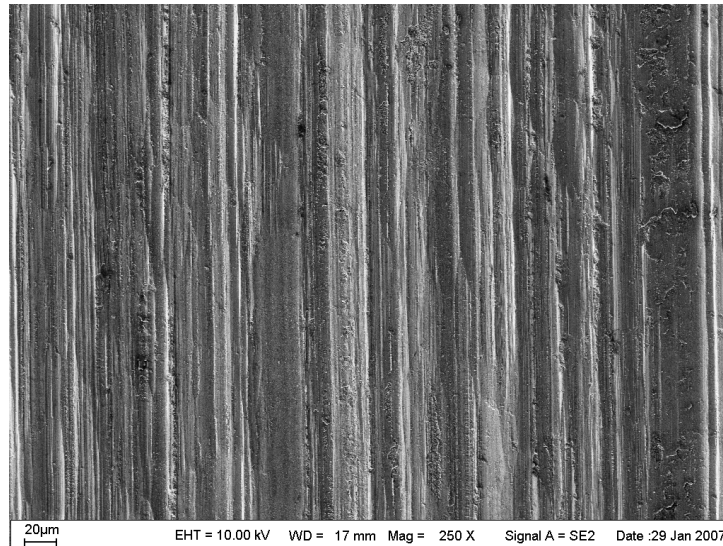


Abb.53: Rot-Ring bearbeitet, 200-fache Vergrößerung

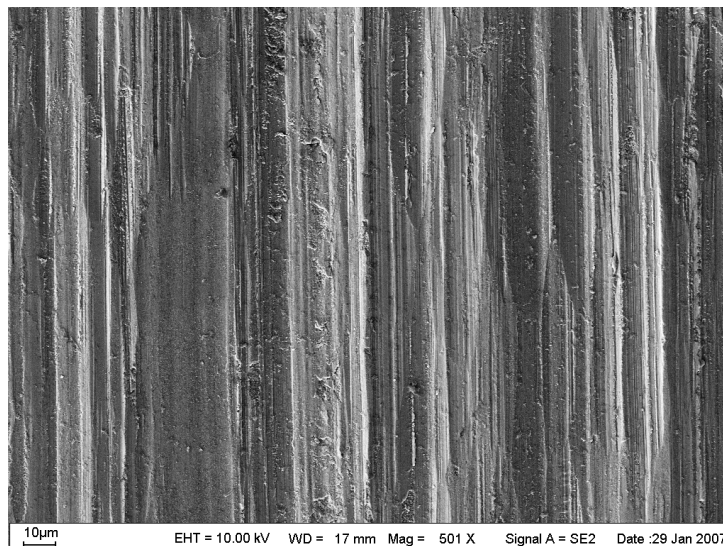


Abb.54: Rot-Ring bearbeitet, 500-fache Vergrößerung

Nach der Bearbeitung mit einem Rot-Ring Diamanten stellt sich bei beiden Vergrößerungen ein gleichmäßiges Schliffbild mit Riefen dar. Es sind keine unbearbeiteten Flächen zu erkennen. Quer zur Bearbeitungsrichtung sind kleine Risse erkennbar. In der 200-fachen Vergrößerung lassen sich am rechten Bildrand kleine Schuppen erkennen.

4.7.2 Blau-Ring bearbeitet

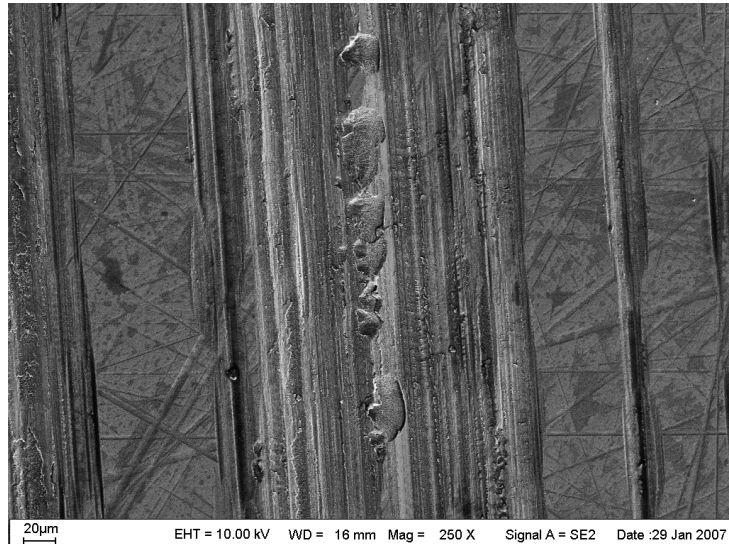


Abb.55: Blau-Ring bearbeitet, 250-fache Vergrößerung

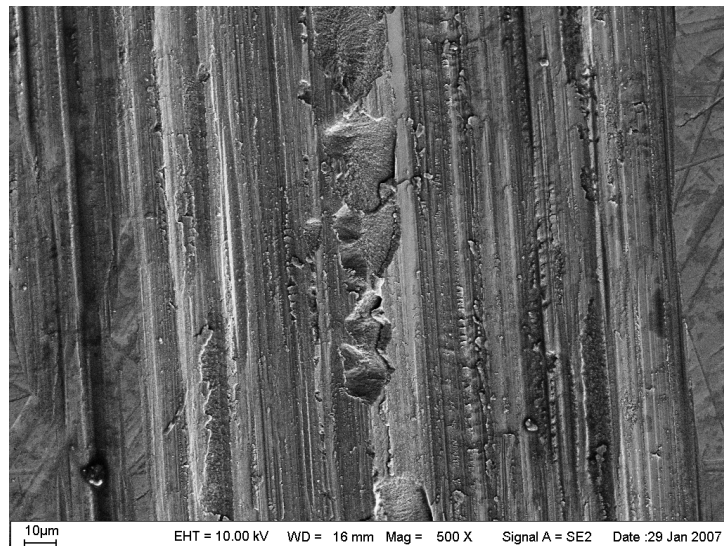


Abb.56: Blau-Ring bearbeitet, 500-fache Vergrößerung

Ein sehr ungleichmäßiges Schliffbild lässt sich in der 250-fachen Vergrößerung nach Bearbeitung mit einem Blau-Ring Diamanten erkennen. Einige Bereiche erscheinen unbearbeitet. Auch hier sind Risse quer zur Bearbeitungsrichtung, Riefen und Schuppen zu erkennen. Bei der 500-fachen Vergrößerung stellen sich in der Bildmitte grobe, schollige Strukturen dar.

4.7.3 Grün-Ring bearbeitet

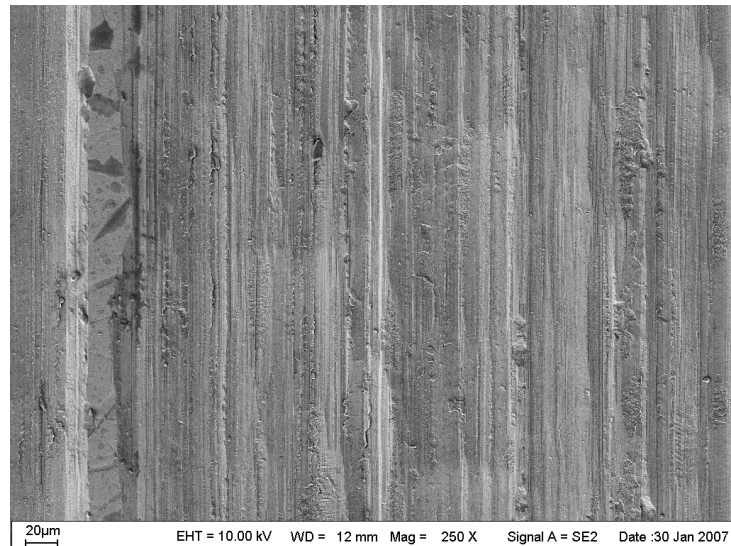


Abb.57: Grün-Ring bearbeitet, 250-fache Vergrößerung

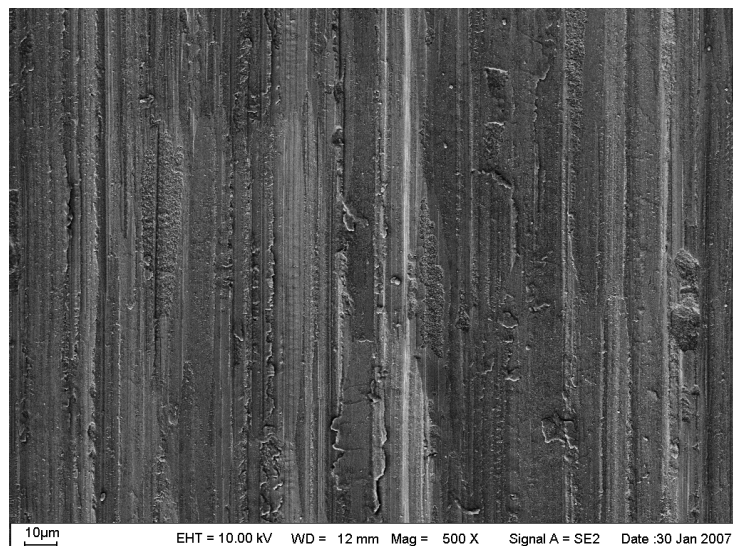


Abb.58: Grün-Ring bearbeitet, 500-fache Vergrößerung

Nach der Bearbeitung mit einem Grün Ring Diamanten lassen sich in beiden Vergrößerungen leichte Abplatzungen erkennen. Auch hier erscheinen bei der 200-fachen Vergrößerung unbearbeitete Bereiche. Zusätzlich sind Schuppen, Risse sowie kleinere Schollen bei der Bearbeitung entstanden.

4.7.4 1x korundgestrahlt

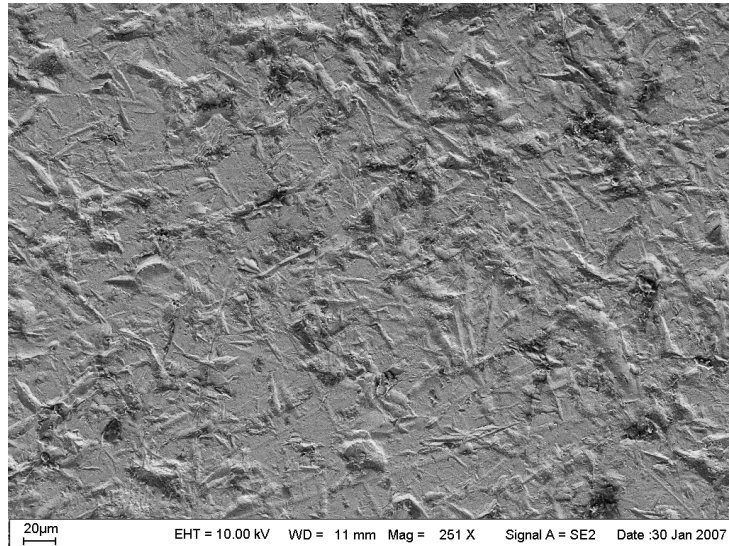


Abb.59: 1x korundgestrahlt, 250-fache Vergrößerung

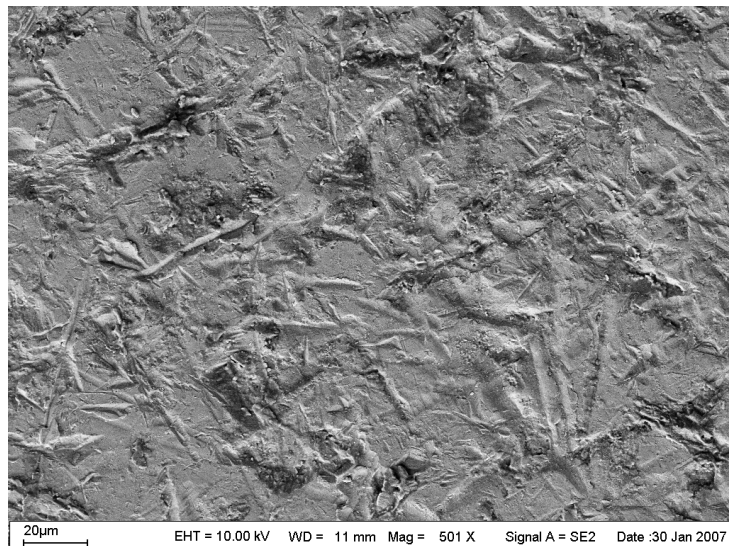


Abb.60: 1x korundgestrahlt, 500-fache Vergrößerung

Nach einmaligem Korundstrahlen stellt sich in beiden Vergrößerungen eine strukturlose, zerklüftete Oberfläche dar, die typischerweise bei Bearbeitung mit losem Korn zustande kommt.

4.7.5 3x korundgestrahlt

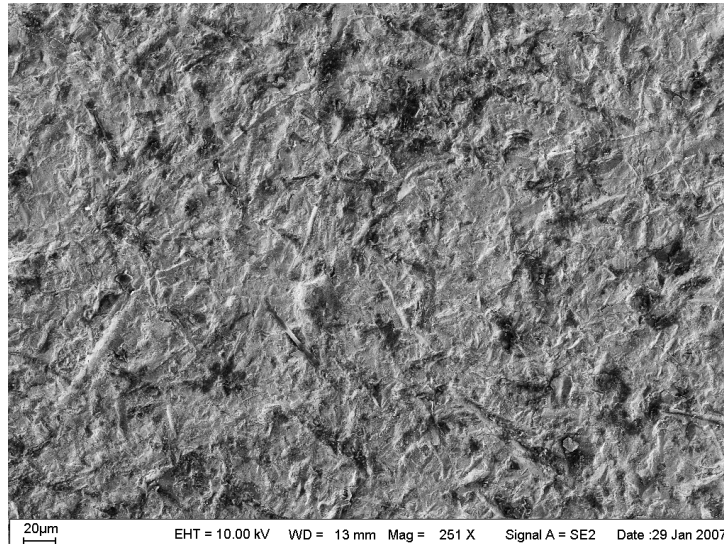


Abb.61: 3x korundgestrahlt, 250-fache Vergrößerung

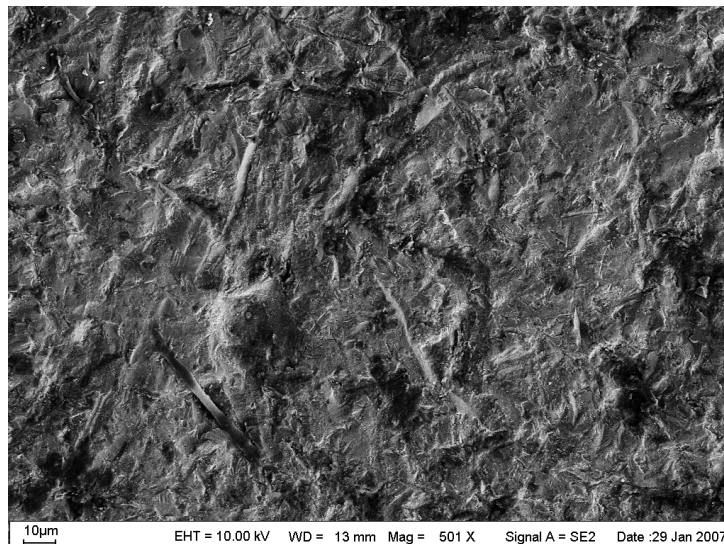


Abb.62: 3x korundgestrahlt, 500-fache Vergrößerung

Nach dreimaligem Abstrahlen der Proben entsteht eine noch gröbere strukturlose, zerklüftete Oberfläche. Bei 500facher Vergrößerung lassen sich sogar Abplatzungen und Aufwerfungen erkennen.

4.7.6 Unbearbeitet

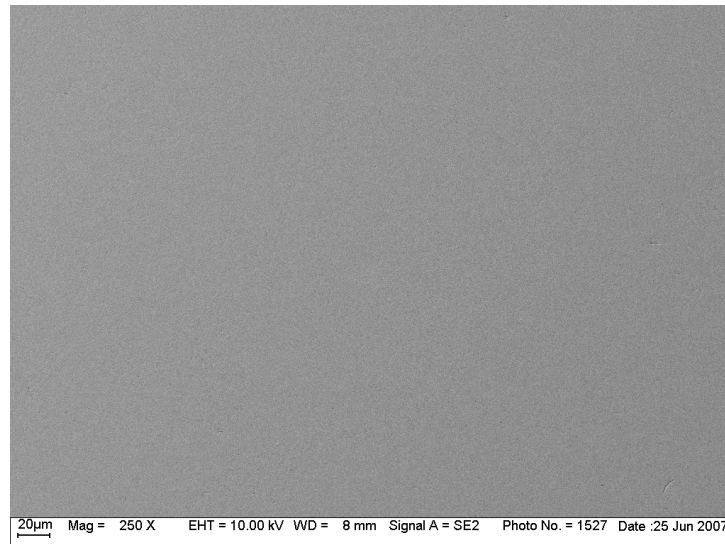


Abb.63: Unbearbeitet, 250-fache Vergrößerung

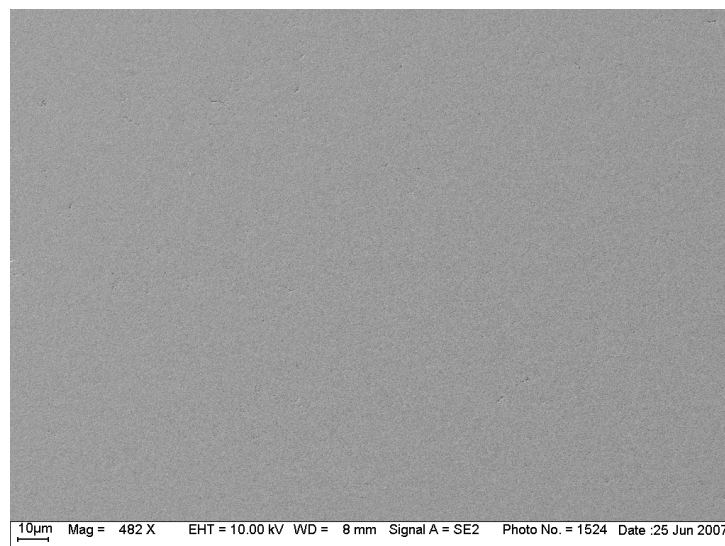


Abb.64: Unbearbeitet, 482-fache Vergrößerung

In beiden Vergrößerungen lassen sich nur unbearbeitete Oberflächen erkennen. Es sind keine Inhomogenitäten erkennbar.

5 Diskussion

5.1 Zirkoniumoxid

Der Werkstoff Zirkoniumoxid ist extrem biokompatibel, mit weitgehend „naturidentischer“ Ästhetik, korrosionsbeständig, plaqueresistent und in seiner Wärmeleitfähigkeit gering. Ein weiterer Vorteil gegenüber den Metallkeramikarbeiten liegt im medizinischen Bereich. Die Gingiva und der darunter liegende Knochen resorbieren nicht, da im Sulcus weder chemische noch physikalische, besonders elektrolytische Prozesse ausgelöst werden und es zu keinen lokal-toxischen Prozessen kommt. Polierte Oxidkeramikoberflächen haben eine extrem geringe Plaqueakkumulation, eine für die Implantologie entscheidende Eigenschaft, um die Gefahr einer Periimplantitis zu senken. Darüber hinaus werden sichtbare Kronenränder vermieden und das gesamte Weichgewebemanagement optimiert [13, 16, 39, 76, 101, 138].

In Bezug auf Transluzenz und Opaleszenz sind zwar die Feldspatkeramiken allen anderen Materialien deutlich überlegen, doch lässt sich auch mit Zirkoniumoxid eine individuelle und natürliche Ästhetik durch Einfärben des Kerngerüsts und durch geeignete Verblendkeramiken erreichen [7, 37, 86].

Weitere Vorteile der Oxidkeramiken sind die Bruch- und Biegefestigkeiten sowie ihr Abrasionsverhalten. Keine andere Keramik erreicht so hohe Festigkeitswerte und überzeugt mit seiner großen Risszähigkeit auch bei der Dauerfestigkeit [3, 14, 31, 60]. Durch den Herstellungsprozess in CAD/CAM-Systemen mittels vorgefertigter Rohlinge erhält die dicht gesinterte polykristalline Oxidkeramik gleich bleibend hohe Qualität [40, 43, 60]. Sie wird als Gerüstkeramik mit graziler Schichtdicke eingesetzt und fordert deshalb einen der Metallkeramik ähnlichen Substanzabtrag. Ausreichende Studien über die Langzeiterfahrung mit dem relativ neuen Material Zirkoniumoxid in der Zahnmedizin gibt es aber noch nicht. Veröffentlichte Untersuchungen in der Literatur zeigen jedoch sehr erfolgsversprechende Ergebnisse [3, 7, 14, 31, 38, 42, 92, 145].

5.2 In-vitro-Untersuchung

Zur präklinischen Bewertung von Dentalmaterialien werden in der Zahnheilkunde In-vitro-Versuche durchgeführt. Die Festigkeit spielt eine entscheidende Rolle für den klinischen Erfolg der Versorgung. Deshalb wird mit Hilfe von Belastbarkeitstests die Indikation vollkeramischer Restaurationen im Einzel- wie auch Brückenzahnersatz untersucht [96, 113, 131, 133]. Nur wenn diese Tests sehr praxisnah sind, können die Ergebnisse auf die klinische Situation übertragen werden. Trotzdem muss man beachten, dass alle Tests nur eine Annäherung an die wahren klinischen Gegebenheiten sind. Die Resultate der Untersuchungen sollten reproduzierbar und untereinander vergleichbar sein. Da die verschiedenen In-vitro-Untersuchungen zur Biegefestigkeit von Keramik-Probepfättchen in ihrem Versuchsaufbau variieren, ist es kaum möglich diese Ergebnisse exakt miteinander zu vergleichen [38].

5.3 Material und Methode

Die vorliegende Arbeit beschreibt die Auswirkung auf die Biegefestigkeit von Zirkoniumoxidprobepfättchen (Kavo Everest ZS) nach unterschiedlicher Bearbeitung. Dazu wurden jeweils 20 Prüfkörper mit Rot-Ring, 20 Prüfkörper mit Blau-Ring und 20 Prüfkörper mit Grün-Ring Diamanten bearbeitet. 20 Proben wurden einmal korundgestrahlt und 20 Proben dreimal korundgestrahlt.

5.3.1 Versuchsaufbau

Um den dafür benötigten Versuchsaufbau so praxisnah wie möglich gestalten zu können und darüber hinaus eine Reproduzierbarkeit zu gewährleisten, war für diese spezielle Untersuchung der Umbau einer Linearschleifvorrichtung notwendig.

Da auch im Labor die gesinterten Zirkoniumoxidgerüste sowohl mit Wasserkühlung als auch mit einer Turbine nachbearbeitet werden - wie auch einige Hersteller empfehlen [50, 135] - musste eine spezielle Turbinenhalterung für die Linearschleifvorrichtung hergestellt werden. Diese wurde so konstruiert, dass die Turbine rasterlos in der Höhe einstellbar war. Zusätzlich war bei der Konstruktion zu beachten, dass die Feststellschraube für die Diamantschleifkörper frei zugänglich war, damit beim Wechsel der Schleifkörper an der Feineinstellung nichts verändert werden musste.

Die verwendete ISO - Norm schreibt Probeplättchen mit einem Durchmesser von 12 bis 16 mm und planparallelen Seiten mit einer Toleranz von 0,05 mm vor. Wegen des Durchmessers der Proben von 15 mm war es aus physikalischen Gründen nicht möglich, die komplette Oberfläche in einem Schleifdurchgang zu bearbeiten. Der dafür benötigte Diamant, der mindestens 16 mm lang sein müsste, würde bei 300 000 U/min eine Unwucht aufweisen, die keine planparallele Bearbeitung möglich machen würde. Aus diesem Grund musste ein Probenhalter hergestellt werden, der wendbar war, um die Proben in zwei Durchgängen beschleifen zu können. Zudem wurde er oben und unten mit einer Fase versehen, um die Proben so exakt wie möglich auf dem Probenhalter aufkleben zu können. Dies war wichtig, um alle vier Proben in der gleichen Höhe bearbeiten zu können. Es wurden insgesamt sechs Probekörper aufgeklebt, wobei die vordere und hintere Probe nach der Bearbeitung verworfen wurde. Diese Proben waren nach der Bearbeitung im Randbereich nicht planparallel. Durch die höhere Geschwindigkeit, die der Schlitten im Lehrlauf hatte, wurde der erste Probekörper beim Aufsetzen des Schleifkörpers am Rand stärker bearbeitet. Zusätzlich wurde dieser Probenhalter und auch die Schraubvorrichtung, die zur Befestigung des Halters benötigt wurde, planparallel gestaltet um exakte Schleifergebnisse, die der ISO-Norm entsprachen, erreichen zu können. Jede größere Abweichung in der Parallelität, die durch das Beschleifen entstehen würde, hätte Auswirkung auf die Festigkeitswerte dieser Untersuchung.

Die Festlegung des Gewichtes, mit dem der Schlitten über die Umlenkrolle bewegt wurde, gestaltete sich in diesem Versuchsaufbau sehr schwierig.

Hierfür mussten mehrere Probedurchläufe absolviert werden, da für alle drei Diamantkörnungen ein gleiches Gewicht bestimmt werden musste. Da aber jede Körnung eine andere Oberflächenreibung auf dem Probekörper aufwies, konnte der Vorschub nicht exakt für alle Bearbeitungsformen gleich definiert werden. Der Rot-Ring Diamant hatte durch seine sehr glatte Oberfläche eine wesentlich geringere Reibung auf den Prüfkörpern als der Blau-Ring und der Grün-Ring Diamant. Auch beim Schleifvorgang selbst war der Vorlauf nicht auf der ganzen Oberfläche gleich. Durch die runde Form der Proben lief der Schleifkörper wegen der größeren Auflagefläche in der Mitte langsamer als am Rand.

Die beim Schleifvorgang erzeugte Wärme hat einen entscheidenden Einfluss auf die Biegefestigkeit von Zirkoniumdioxid. Bei der Bearbeitung von Zirkoniumoxid wurden Spitzentemperaturen von 1300°C gemessen [53]. Somit könnte in der Mitte der Proben durch die höhere thermische Belastung mehr Schädigung aufgetreten sein als in den Randbereichen, was zu einer Erniedrigung der Biegefestigkeit führen könnte.

Nach dem Zusammenstellen des Versuchsaufbaus war eine Feinjustierung notwendig, die sich vor jedem neuen Schleifvorgang wiederholte, um eine eventuelle Verschiebung des Schlittens ausschließen zu können. Hierfür wurde der Taster einer Federuhr auf dem Probenhalter angelegt, der mit der Schraubvorrichtung fest verschraubt wurde. Der Schlitten mit dem Probenhalter wurde entlang des Tasters bewegt und die Federuhr nach Abweichungen überprüft. Auch hier wäre durch eine Verschiebung des Schlittens keine planparallele Bearbeitung mehr gewährleistet. Jedoch erfolgte bei dieser Arbeit eine Messung der Parallelität vor und nach der Bearbeitung der Proben. Somit konnten die Proben, die der DIN-Norm nicht entsprachen, aussortiert werden.

5.3.2 Herstellung der Proben

Das Ziel der Probenaufbereitung sah vor, die Bestimmung des biaxialen Bruchversuchs nach EN ISO 6872 zu erfüllen. Hierfür mussten die Probenplättchen mit einem Durchmesser von 15 mm, einer Dicke von 1,4 mm und planparallelen Seiten mit einer Toleranz von 0,05 mm hergestellt werden.

Die vom Hersteller vorgesinterten Rohlinge sind durch die industrielle Herstellung sehr fein und homogen und ließen sich gut bearbeiten.

Dies muss aber auch unter ausreichender Wasserkühlung und mit nicht zu hohem Anpressdruck geschehen. Ansonsten splittert der Rohling oder es werden Mikroschäden gesetzt, die zu einem frühzeitigen Bruch der Versorgung führen können [79].

So wurden die Weißkörper mit dem Accutom 2 (Struers / Willich) unter dauernder Wasserkühlung und leichtem Vorschub von 3 mm/min in 40 Scheiben a 2 mm geschnitten. Das Sintern erfolgt im herstellereigenen Brennofen nach Herstellerangaben, um eine vorhersehbare Schrumpfung und damit sehr homogene Prüfkörper zu erhalten. Dies entspricht der Herstellung von Zahnersatz aus Zirkoniumoxid. Unter wiederholter ständiger Wasserkühlung wurden mit der Schleifmaschine Abramin (Struers/Willich) die gesinterten Keramikscheiben planparallel auf die vorgeschriebenen Maße geschliffen. Dabei musste darauf geachtet werden, dass in der Vorbereitung die Prüfscheiben exakt plan und in einem bestimmten Abstand auf den Stahlprobenhalter mit Wachs (Ocon-200-Quarz Wax/ Logitech/ Glasgow) fixiert wurden. Wurde ein Prüfkörper nicht genau plan auf dem Halter befestigt, konnte dieser auch nicht planparallel geschliffen werden und erfüllte so die Norm nicht. Zwar kann auch diese Bearbeitung der Proben schon einen entscheidenden Einfluss auf die Biegefestigkeit haben, aber die unbearbeiteten Proben, die in dieser Arbeit als Vergleichsgruppe herangezogen wurden, musste für diese Untersuchung der gleichen Prozedur unterzogen werden, da diese ebenso der ISO-Norm entsprachen mussten.

Das genaue Einstellen des Substanzabtrages an der Schleifmaschine stellte sich als schwierig heraus. Zwar konnte man eine Einstellung auf 1/100 mm vornehmen, doch das Messen der Keramikscheibendicke war durch die Maschine ungenau. Zum einen war der Substanzabtrag nicht identisch mit der Adjustierung der Einstellschraube am Gerät, zum anderen waren die Proben vor dem Schleifvorgang nicht alle gleich dick.

So war es erforderlich, die Zirkoniumscheiben immer wieder vom Probenhalter abzunehmen und deren Dicke nachzumessen.

Die Körnung des Diamantschleifpapiers wechselte von 40 μm auf 20 μm im Endschliff, um eine sehr glatte und feine Oberfläche zu erreichen. Mit der Säuberung (Alkohol, Solvitan/Voco/Cuxhaven) waren die Probenplättchen nun bereit zum Bearbeiten.

5.3.3 Bearbeitung der Proben

Keramische Materialien können Spannungsspitzen nur schlecht kompensieren. Diese Spannungen konzentrieren sich an Defekten oder Mikrorissen, die dann zu Ausgangspunkten von Rissen werden können und sich durch langsames Risswachstum weiter ausbreiten und damit die Belastbarkeit der Restauration vermindern [53].

In der vorliegenden Untersuchung sollte ermittelt werden, wie stark sich eine Bearbeitung von Zirkoniumoxid auf die Biegefestigkeit auswirkt. Dafür wurden 60 Proben mit Diamantschleifern bearbeitet und 20 Proben korundgestrahlt. Die mit den Diamanten zu beschleifende Seite lag in der Zugzone des biaxialen Versuchsaufbaus. Der Vorgang des Beschleifens wurde mit der umkonstruierten Linearschleifvorrichtung durchgeführt.

Durch die identische Probengeometrie aller Proben sowie die exakten reproduzierbaren Bedingungen während des Schädigungsprozesses sind mögliche Dimensionsabweichungen zwischen den einzelnen Schadstellen zu vernachlässigen. Der Einfluss einer mechanischen Vorschädigung an kliniknahen Restaurationen wurde bislang noch nicht untersucht. *Zang et al.* benutzte einen sphärischen Indenter, um eine Vorschädigung zu erzeugen [143, 144], ebenso wie *Lee et al.*, die zusätzlich noch einen Ritz an der Oberfläche anbrachten [75]. Kliniknähere Schädigungen nahmen *Fischer et al.* mit Hilfe eines rotierenden Diamantschleifers bei unterschiedlichen Anpressdrücken und Umdrehungsgeschwindigkeiten vor [35]. Ähnliche Versuchsbedingungen wurden in einer Arbeit von *Luthardt et al.* gewählt [79].

Die genannten Autoren beschrieben allesamt eine signifikante Abnahme der Festigkeit infolge der Bearbeitung. Alle bisherigen Arbeiten zur mechanischen Schädigung von Zirkoniumoxidkeramik wurden an Probekörpern einfacher Geometrie durchgeführt, wie auch in dieser Arbeit.

Für die Bearbeitung der Proben wurden diese mit direktem Kontaktpunkt nebeneinander so auf den Stahlprobenhalter mit Wachs aufgeklebt, dass alle Proben mit der oberen und unteren Fase des Probenhalters bündig abschlossen. Auch hier musste exakt darauf geachtet werden, dass die Proben plan aufgeklebt wurden, um eine planparallele Bearbeitung gewährleisten zu können. Das Beschleifen der Proben erfolgte nach folgendem Procedere: Mit einem Filzstift wurde die zu beschleifende Seite des Prüfkörpers bemalt, damit das gleichmäßige und einheitliche bearbeiten kontrolliert werden konnte.

Damit der Anpressdruck des Schleifkörpers an die Proben exakt definiert und reproduziert werden konnte, wurde vor dem Einstellen der Messuhr, die den genauen Abtrag bestimmen sollte, mit einer Shimstockfolie der Abstand zwischen Probekörper und Schleifkörper eingestellt (die Shimstockfolie konnte mit leichtem Widerstand durchgezogen werden). Diese genaue Einstellung gestaltete sich durch die unterschiedlichen Diamantoberflächen der Schleifkörper, wie im Versuchsaufbau bereits erwähnt, etwas schwierig. Um dennoch ein standardisiert gleiches Ergebnis für alle Körnungen bestimmen zu können, wurden die Schleifkörper unter dem Mikroskop auf extreme Körnungsunebenheiten untersucht und dementsprechend aussortiert. Zwar würde dies im Labor nicht praktiziert werden, dennoch wäre durch die extrem abweichenden Diamantkörnerspitzen keine reibungslose Bewegung des Schlittens möglich gewesen. Abweichungen in dieser Einstellung mit der Shimstockfolie konnten so gering wie möglich gehalten werden, da der Anwender immer der gleiche war.

Nach dem Vorgang der genauen Einstellung wurde die Messuhr auf Null gestellt. Anschließend wurde der Horizontalschlitten so weit nach links gefahren bis die Messuhr 0.03 mm Schleifdicke anzeigte.

Für diese Einstellung mussten vorher einige Faktoren beachtet werden. Zum einen empfehlen Hersteller einen leichter Andruck [5, 49, 56], mit dem die Zirkoniumoxidgerüste bearbeitet werden sollten.

Dazu wurden in Vorversuchen von unterschiedlichen Technikern Proben beschliffen, der Schleifabtrag bestimmt und daraus ein Mittelwert festgelegt. Dies war wichtig, um einen Anhaltspunkt zu bekommen, wie viel Substanz ein Techniker im Labor im Durchschnitt von einem gesinterten Zirkoniumoxidgerüst tatsächlich entfernt. Zum anderen musste ein bestimmter Druck aufgewendet werden, damit ein gleichmäßiges Schliffbild entstand. Dazu wurden in mehreren Probendurchläufen mit unterschiedlichen Anpressdrücken Proben bearbeitet, um festzustellen, welcher Druck aufgewendet werden musste, damit ein einheitliches Schliffbild erreicht werden konnte.

Dies gestaltete sich wegen der Lagertoleranz des Diamanten in der Turbine sehr schwierig, da bei größerem Andruck der Diamantschleifkörper nicht mehr plan auf dem Probeplättchen auflag. Das hatte zur Folge, dass die Proben bei einem einmaligen Bearbeiten nur an der oberen Seite beschliffen werden konnten (Abb. 65).

Damit alle oben genannten Faktoren beachtet werden konnten, wurden die Proben mit leichtem Andruck, aber dafür mehrmalig geschliffen.

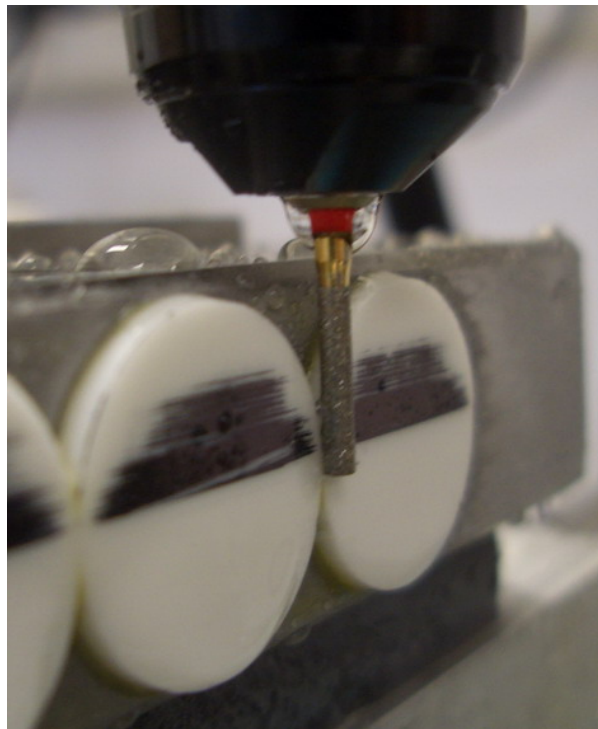


Abb.65: Proben nach einmaliger Bearbeitung

Zunächst erfolgte das Beschleifen der Proben auf einer Seite. Anschließend wurde der Probenhalter gewendet und die andere Hälfte der Proben analog bearbeitet. Hier wäre daran zu denken, dass die mehrmalige Bearbeitung die Proben zu sehr geschädigt hat, jedoch wurde kein signifikanter Unterschied zwischen den Rot-Ring bearbeiteten und den 1x korundgestrahlten Proben ermittelt.

Die Vorschädigung keramischer Prüfkörper fand bereits in zahlreichen Untersuchungen Anwendung, um die Bruchzähigkeit zu bestimmen bzw. den Einfluss auf die Dauerfestigkeit aufzuzeigen. *Tinschert et al.* [131] schädigten vollkeramische Prüfkörper aus mit Zirkoniumoxidanteilen modifizierter In Ceram Alumina-Keramik mit einem 100 µm dicken Sägeblatt und einer relativen Kerbtiefe von 50-80 µm, bevor an ihnen ein Biegeversuch durchgeführt wurde.

Fäßler [29] untersuchte Prüfkörper aus einer Zirkoniumoxidkeramik und einer glasinfiltrierten Aluminiumoxid-Keramik auf ihre Dauerfestigkeit. Zur Simulation von Oberflächendefekten in der Keramik legte er einen durchgehenden scharfen Riss mit begrenzter Tiefe (ca. 75 µm) an der Probenunterseite durch Erzeugen einer Serie von Knoop-Härteeindrücken an. Hinzu kam ein künstlicher Alterungsprozess durch Wasserlagerung und Schwingbeanspruchung. *Fäßler* stellte bei beiden Werkstoffen einen Abfall der Belastbarkeit fest. Im Vergleich zu den Untersuchungen von *Tinschert* und *Fäßler* ist in der vorliegenden Studie keine definierte Risttiefe an den Proben angebracht worden. Auf Grund der Vorgabe, die Untersuchung möglichst kliniknah durchzuführen, wurde die Oberfläche der Proben komplett bearbeitet. Auch die Schädigungstiefen, die durch die Bearbeitung entstanden, wurden in dieser Arbeit nicht berücksichtigt. Aus diesem Grund ist es schwer, in der Versuchsdurchführung Vergleiche mit den oben genannten Untersuchungen ziehen zu können. Außerdem wurden in keinen der Untersuchungen die Proben mit einer Turbine bearbeitet.

Im Vorfeld einer Verblendung werden in vielen Laboren gemäß den Herstellerangaben die Zirkoniumoxidgerüste mit Aluminiumoxid abgestrahlt. Auch in dieser Arbeit wurden Proben korundgestrahlt. Die Hälfte der Proben wurde einmal abgestrahlt, die andere Hälfte wurde dreimal gestrahlt.

In der Literatur finden sich gegensätzliche Angaben zum Einfluss des Strahlprozesses auf die Festigkeit von Zirkoniumoxidkeramiken. Während *Zhang et al.* von einer signifikanten Abnahme der Festigkeit durch auftretende Defekte an der Keramikoberfläche berichtet [144], wurde in zahlreichen anderen Untersuchungen ein festigkeitssteigernder Einfluss des Strahlprozesses gefunden, der auf Druckspannungen im Bereich der oberflächlichen Schichten zurückgeführt wird [21, 44, 68].

Die Proben, die korundgestrahlt wurden, wurden ebenfalls mit Filzstift bemalt. Anschließend wurde überall auf der Probe mit dem Sandmaster FG 3-82 / 50 my bei 2 bar gestrahlt, bis die Farbe ganz entfernt war. Somit konnte gewährleistet werden, dass die komplette Oberfläche der Probe gestrahlt wurde.

Von jeder Serie wurden Rasterelektronenmikroskopaufnahmen nach der Bearbeitung angefertigt, um die Oberflächenbeschaffenheit nach unterschiedlichen Bearbeitungsformen beurteilen zu können. Nach dem Reinigen der Proben mit Alkohol im Ultraschallbad wurden die Proben auf einen Probenteller geklebt und anschließend mit Gold bedampft. Die Proben werden aus dem Grund mit Gold bedeckt, um nicht elektrisch leitende Oberflächen mit einer leitenden Schicht zu versehen. Nur leitende Proben können unter dem Rasterelektronenmikroskop betrachtet werden.

Es erfolgte eine Darstellung der besputterten Proben im Rasterelektronenmikroskop bei 200-facher und 500-facher Vergrößerung. Die beiden Vergrößerungen wurden gewählt, weil bei 200-facher Vergrößerung die Homogenität des Schliffbildes beurteilen werden kann und bei 500-facher Vergrößerung die Auswirkungen bzw. die Oberflächenfehler, die beim Schleifen entstehen, besser erkennbar sind. Beim Vergleich der mit Diamantschleifern bearbeiteten Proben fiel auf, dass die mit Rot-Ring beschliffenen Proben das gleichmäßigste Schliffbild aufwiesen. Die Proben, die mit einem Blau-Ring Diamant bearbeitet wurden, zeigen das gröbste Schliffbild der Bearbeitungsformen.

5.3.4 Alterung

Die Hälfte der Proben wurden einer künstlichen Alterung unterzogen. Wie in der Literatur bekannt, kommt es im Mundhöhlenmilieu zu einer Degeneration der untersuchten Zirkoniumoxidkeramik und damit letztendlich zu einer Verringerung der Belastbarkeit der Restaurationen [18, 57, 98, 113].

Die Herabsetzung der mechanischen Eigenschaften sollte analysiert und dabei die Varianten verschiedener Einflussgrößen beurteilt werden.

Als Faktoren bei der Simulation einer mehrjährigen Tragedauer kamen die Wasserlagerung sowie eine thermische und mechanische Wechselbelastung zum Einsatz. Dazu sind jeweils zehn Proben jeder Bearbeitungsform zufällig ausgewählt und im „Münchner Kausimulator“ bei 1,2 Millionen Lastwechseln und 10000 Temperaturwechseln von 5 °C auf 55 °C (entspricht einer 5 Jahresbelastung) gealtert worden. Die Lasteinleitung erfolgte zentral auf die Probe mit 50 N. An Anlehnung an den biaxialen Bruchversuch wurde der Stempel möglichst dünn (3 mm Durchmesser) gewählt und zur Vermeidung von Punktlasten, analog zu bereits in der Poliklinik durchgeführten Untersuchungen, mit einem Schrumpfschlauch ummantelt. Die Probe wurde auf einem mit Polyamid ausgekleideten Hohlzylinder gelagert.

Die Behandlung sollte die zyklischen Temperaturschwankungen simulieren, denen Zahnersatz bei der Aufnahme unterschiedlicher Nahrungsmittel und Getränke sowie durch die Atemluft ausgesetzt ist. Die wechselnden thermischen Belastungen können innerhalb eines Werkstoffs zu Spannungen führen, durch die wiederum eine Rissbildung begünstigt wird. Gerade Keramiken sind aufgrund ihrer Sprödigkeit empfindlich gegenüber Spannungen, die sich in einem Risswachstum manifestieren [1].

Überraschenderweise hatte die Alterung in dieser Untersuchung trotz der Bearbeitung keinen signifikanten Einfluss auf die Biegefestigkeit von Zirkoniumoxid.

Eine denkbare Möglichkeit wäre, dass durch die Bearbeitung die Keramik unter eine gewisse Vorspannung gesetzt wurde und sie somit widerstandfähiger gegen Kraft von außen ist. Denkbar wäre auch, dass sich durch das Schleifen mit der Turbine (300 000 U/min) feine Schleifpartikel durch die Hitze in die Defekte eingefügt haben und es somit zu keinem so hohen Festigkeitsverlust der Keramik kam.

5.3.5 Bestimmung der Dicke und Parallelität

Durch folgendes Verfahren wurde die genaue Dicke und Parallelität der Prüfkörper bestimmt: Nach der Mittelpunktbestimmung wurde eine Schablone aufgelegt, um acht Messpunkte anzeichnen zu können. Diese zusätzlichen Messpunkte dienten der genauen Bestimmung der gemittelten Probendicke und der Überprüfung der Planparallelität.

Um eine reproduzierbare Aussage treffen zu können, wurden die Messpunkte in einem genau festgelegten Muster auf den Probekörper aufgebracht. Vier Messpunkte befanden sich auf einem Außenkreis und vier auf einem Innenkreis, die einzelnen Messpunkte waren um jeweils 45 Grad versetzt. Aus diesen neun Messpunkten ließen sich dann die gemittelten Dicken der Proben bestimmen (Präcimeter S/ Renfert/ Hilzingen). Der Probendurchmesser wurde mit einer Schieblehre bestimmt. Es wurden zwei Messungen vorgenommen, die um 90 Grad versetzt wurden. Aus diesen beiden Messungen konnte der gemittelte Probendurchmesser bestimmt werden. Da alle Proben im Durchschnitt vor der Bearbeitung eine Dicke von 1,4 mm aufwiesen, konnte in dieser Arbeit auch eine Aussage über den Substanzabtrag, der durch die unterschiedliche Bearbeitung resultierte, gemacht werden.

Die durch Rot-Ring bearbeiteten Proben wiesen den höchsten Substanzabtrag auf, gefolgt von den Blau-Ring und Grün-Ring bearbeiteten Proben. Beim Korundstrahlen war der Abtrag am geringsten.

Da der Andruck bei allen bearbeiteten Proben gleich war, lässt sich diese Feststellung anhand der groben Körnung der Blau-Ring und Grün-Ring Diamanten erklären.

Die abstehenden gröberen Diamantkörner der Blau-Ring und Grün-Ring Diamanten lagen beim Einstellen an den Proben früher an. Somit bewirkten diese nur ein Ritzen auf der Oberfläche und dadurch im Durchschnitt weniger Substanzabtrag. Die Rot-Ring Diamanten haben eine sehr feine Diamantoberfläche. Hier war es möglich, die gesamte Fläche des Diamanten auf die Proben anzulegen. Dadurch konnte einerseits ein homogeneres Schliffbild erreicht werden, andererseits hatte dies zum Vorteil, dass durch die optimale Reibungsfläche mehr Substanzabtrag erbracht werden konnte.

Beim Korundstrahlen wurde am wenigsten Substanzabtrag erreicht, obwohl auf den REM Aufnahmen eine stark zerklüftete Oberfläche zu erkennen ist. Mit losem Korn lässt sich vermutlich weniger Substanz entfernen. Außerdem wurden bei dieser Arbeit die Proben zur Sichtkontrolle mit einem Filzstift angemalt, um nicht punktuell länger an einer Stelle zu strahlen. Somit konnte auch kein größerer Substanzabtrag erfolgen.

Als Ergebnis dieser Feststellung ist zu sagen, dass für einen notwendigen Substanzabtrag ein Rot-Ring Diamant empfehlenswert ist, weil dieser bei gleichem Andruck mehr Substanz abträgt.

5.3.6 Bruchversuch

Zuletzt wurden alle Prüfkörper in der Universalprüfmaschine (Zwick / Ulm) biaxial bis zum vollständigen Bruch belastet. Durch die Sprödigkeit keramischer Werkstoffe kommt es bei zu hoher Belastung zu einer Komplettfraktur [14, 24, 33, 41, 46, 113].

Die bearbeitete Seite lag dabei auf dem Probenteller und damit auf der Zugseite. Dadurch war diese der maximalen Biegespannung ausgesetzt, von wo auch die spontane Totalfraktur ausging. Der Druck, mit dem die Proben belastet worden waren, ging von der gegenüber liegenden Seite aus.



Abb.66: Einstellung des Probenmittelpunktes

Die Schwierigkeit lag in der genauen Fixierung des Stempels im Probenmittelpunkt, der einen idealen Druckaufbau gewährleisten soll. Zwar war die Mitte vorher markiert worden, doch beim Einlegen der Keramikscheiben in die Prüfmaschine war die Kontrolle nur rein optisch möglich (Abb. 66).

Doch die Vorteile des biaxialen Biegetests gegenüber anderen sind die verlässlicheren Festigkeitsdaten und die geringere Empfindlichkeit hinsichtlich der Verarbeitungsfehler [38].

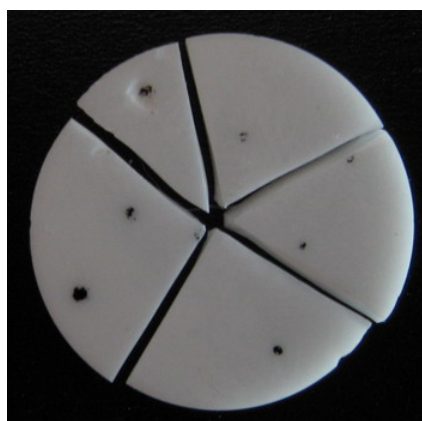


Abb.67: Bruchstücke nach Totalfraktur

Nach dem Messen der Bruchkräfte wurde die Biegefestigkeit der Proben errechnet und statistisch miteinander verglichen. Hierfür kam das Statistikprogramm SPSS 14.0 (SPSS-Inc.Chicago/USA) zur Anwendung.

5.4 Ergebnisse

Die grundlegende Fragestellung der vorliegenden Untersuchung war, die Auswirkung auf die Biegefestigkeit von Zirkoniumoxid nach unterschiedlicher Oberflächenbearbeitung zu beurteilen. Alle bisherigen in den Herstellerangaben bekannten Angaben hinsichtlich Oberflächenbehandlung wie Schleifen und Korundstrahlen beruhen auf den Annahmen von Werkstoffspezialisten und internen Testreihen der Hersteller.

Diese Annahmen galt es nun in einer Testreihe wissenschaftlich zu untersuchen, um eine Aussage treffen zu können, welche Bearbeitungsform schonend und effektiv in der Praxis eingesetzt werden kann, ohne Festigkeitsverluste zu verursachen.

Die Biegefestigkeit ist der Widerstand eines Prüfkörpers bei Belastung auf Biegung im Augenblick des Bruches. Sie ist neben der Druck- und Zugfestigkeit eine wesentliche Kenngröße der mechanischen Festigkeit eines Werkstoffes. Die Biegefestigkeit wird beeinflusst von der chemischen Zusammensetzung und dem Gefüge.

Beim Vergleich der mittleren Biegefestigkeit aller untersuchten Proben unter Heranziehen des Oneway-Anova-Tests konnten sich die nicht bearbeiteten Proben mit einer mittleren Biegefestigkeit von 1550,94 MPa weit von den dreimal korundgestrahlten Proben mit einer mittleren Biegefestigkeit von 1065,97 MPa und den einmal korundgestrahlten Proben mit 1040,33 MPa abheben. Die Biegefestigkeitswerte liegen deutlich über dem in der Literatur angegebenen Wert von 900 MPa. Der Hersteller gibt allerdings nicht an, ob es sich um die Dauerfestigkeit nach Alterung oder um die initiale Festigkeit handelt. Es ist daher wahrscheinlich, dass auch der Hersteller die Langzeitfestigkeit angibt. Ansonsten könnte es sein, dass die Werte in der Literatur nicht durch den biaxialen Bruchtest sondern durch den Dreipunkt- oder Vierpunkt-Biegeversuch gewonnen wurden [136].

Die mit Rot-Ring bearbeiteten Proben wiesen eine mittlere Biegefestigkeit von 987,2 MPa auf. Die geschliffenen Proben mit diesem Diamantschleifkörper beinhalteten die höchsten Biegefestigkeiten. Zudem konnte bei dem Rot-Ring bearbeiteten Proben der größte Substanzabtrag erreicht werden.

Viele Hersteller empfehlen das Schleifen von Zirkoniumdioxid ausschließlich mit feinen Diamanten [49, 141], was durch diese Untersuchung unterstützend bestätigt werden kann.

Die bearbeiteten Proben mit einem Blau-Ring Diamant wiesen eine mittlere Biegefestigkeit von 928,33 MPa auf. Die Grün-Ring geschliffenen Proben lagen bei 852,94 MPa.

Kosmac et al. machte eine ähnliche Untersuchung mit Y-TZP Keramik. Er bearbeitete Proben einmal mit und ohne Wasserkühlung. Verwendet wurde in dieser Arbeit ein rotes Winkelstück. Bei den nicht bearbeiteten Proben lagen die Biegefestigkeitswerte bei 1021 MPa. Die trocken bearbeiteten Proben lagen bei 543 MPa, während die Proben, die mit Wasserkühlung bearbeitet wurden, eine Biegefestigkeit von 642 MPa erreichten [69]. Vergleicht man die Ergebnisse mit dieser Arbeit und verwendet nur die mit Wasserkühlung bearbeiteten Proben, errechnet sich ein Biegefestigkeitsverlust von nur 37 %, während sich bei der vorliegenden Untersuchung ein Biegefestigkeitsverlust von 45 % errechnet. Dies lässt sich möglicherweise so erklären, dass bei der Untersuchung von *Kosmac et al.* die Proben mit nur 40 000 U/min bearbeitet wurden. Bei dieser Umdrehungszahl entstehen an den Kontaktzonen keine so hohen Temperaturen, während in dieser Untersuchung die Proben mit 300 000 U/min bearbeitet wurden. Zudem wurden zur Bearbeitung Diamanten mit einer Körnung von 150 µm verwendet. Außerdem wurden die Proben im Vergleich zu dieser Arbeit nur 30 Sekunden bearbeitet.

Die Blau-Ring bearbeiteten Proben wiesen als einzige Bearbeitungsform statistisch gesehen nach der Alterung eine signifikant geringere Festigkeit auf.

Dies lässt sich dadurch erklären, dass bei dieser Bearbeitungsform das gröbste Schliffbild entstanden ist. Betrachtet man hierzu die REM - Aufnahmen der unterschiedlichen Bearbeitungsformen, so lässt sich erkennen, dass die Blau-Ring bearbeiteten Proben das ungleichmäßigste Schliffbild und die defektreichste Oberfläche nach der Bearbeitung aufwiesen.

Es ist bekannt, dass konventionelle Keramiken unter Wassereinfluss, bedingt durch den Rebinder-Effekt und die Spannungsrisskorrosion, einer Festigkeitsminderung unterliegen. Der Rebinder-Effekt besagt, dass in Mikrorisse eindringende Flüssigkeit, wie z. B. Speichel, einen nach innen gerichteten Druck erzeugen, der zur Vergrößerung bestehender Risse beiträgt [45].

Eine Vorschädigung der Keramik ist oftmals der Ausgangspunkt für unterkritisches Risswachstum. Durch die grobe Oberflächenbehandlung können dem Zirkoniumoxidgerüst zum Teil überkritische Energiemengen zugeführt werden, was zu einer großflächigen Verzerrung des Kristallgitters oder sogar zu Phasenumwandlung des Zirkoniumoxids führen kann [35, 75, 79, 143]. Hinzu kommt, dass bei thermischer und mechanischer Wechselbelastung ein unterkritisches Risswachstum zusätzlich noch begünstigt wird [25, 62]. Zwar kann ein Regenerationsbrand die Phasenumwandlungen an der Oberfläche wieder umwandeln, er ist aber nicht geeignet, die entstandenen Mikrorisse, die durch grobe Bearbeitung entstanden sind, wieder rückgängig zu machen. Dazu machten *Guazzato et al.* eine interessante Untersuchung. Sie bearbeiteten Y-TZP Proben und erhitzen sie im Anschluss. Bei den korundgestrahlten und den parallel bearbeiteten Proben stellten sie nach der Erhitzung einen Festigkeitsverlust fest. Nur bei den polierten Proben kam es nach der Hitzebehandlung zu einer Festigkeitssteigerung [44].

Betrachtet man die REM-Aufnahmen, stellt sich die Frage, warum die Bearbeitung mit einem Grün-Ring Diamanten scheinbar keine so großen Defekte verursacht. Dies lässt sich vielleicht anhand des Versuchsaufbaus erklären.

Wie bereits erwähnt wurde der Andruck für alle Körnungen gleich definiert, doch stellte sich die Einstellung wegen der Lagertoleranz der Diamanten in der Turbine sehr schwierig dar. Gerade bei den Grün-Ring Diamanten war es nicht möglich, die ganze Fläche des Schleifkörpers an die Proben anlegen zu lassen, da die grob abstehenden Diamantkörner dies verhinderten. Somit entstand trotz der gröberen Diamantierung kein gröberes Schliffbild, denn die vorstehenden Diamantkörner bewirkten nur ein Ritzen auf der Oberfläche. Dadurch war auch die Vorschädigung nicht so groß.

Bei den Schleifarbeiten mit den Rot-Ring Diamanten gestaltete sich die Einstellung am leichtesten. Außerdem erhielt man mit dieser Bearbeitungsform das homogenste Schliffbild.

Da aber jede Bearbeitung eine Vorschädigung des Zirkoniumoxids mit sich bringt, stellt sich die Frage, warum alle anderen Bearbeitungsformen keine signifikanten Unterschiede nach der Alterung aufweisen. Denkbar wäre eine zu kurze Wasserlagerung während der Alterungssimulation.

Rosentritt et al. gehen davon aus, dass eine Feuchtigkeitsexposition von nur wenigen Tagen lediglich zu einer oberflächlichen Diffusion von Wassermolekülen in die Keramik führt. Die schon durch die alleinige Anwesenheit von Wasser ausgelösten Degradationsprozesse üben in dieser Zeit nur einen geringen Einfluss auf die Gesamtfestigkeit der Restauration aus [113]. *Drummond* beispielsweise beschreibt, dass es erst nach ca. 300 Tagen zu einer geringen Abnahme der Festigkeit von Zirkoniumoxid im wässrigen Milieu kommt [25].

Ein anderer Grund könnte eine zu geringe thermische Wechselbelastung sein. Die Angaben in der Literatur zu den während der Nahrungsaufnahme in der Mundhöhle auftretenden Temperaturdifferenzen schwanken. *Marx* gibt ein Intervall zwischen -8 °C und +81 °C an [85], andere Autoren nennen weniger extreme Werte zwischen 0 °C und + 67 °C [92]. In der vorliegenden Arbeit wurden die Proben einem Temperaturwechsel von 5 °C auf 55 °C unterzogen. Die genannten Temperaturen werden heute im Rahmen der Untersuchung von dentalen Materialien und Restaurationen von nahezu allen Arbeitsgruppen bei der Simulation der oralen Verhältnisse angewandt [8, 95, 96].

Entscheidend könnte auch die Haltezeit sein, in denen die Proben den jeweiligen Temperaturen ausgesetzt wurden. Die beschriebenen Zeiträume erstrecken sich von 4 Sekunden bis hin zu 1.200 s. Wichtig ist aber, dass die Proben die vorherrschende Temperatur vollständig erreichen. Dies macht es erforderlich, dass die Haltezeiten ausreichend lang und die Proben an allen Flächen von Flüssigkeit bedeckt werden [1]. Da die Proben in dieser Untersuchung im „Münchner Kausimulator“ gealtert wurden, ist davon auszugehen, dass die Haltezeiten dementsprechend eingehalten wurden.

Zu Diskutieren wäre diesbezüglich auch eine zu geringe mechanische Wechselbelastung. Von vielen Arbeitsgruppen, die die Belastbarkeit von vollkeramischem Zahnersatz untersuchen, werden bei der Durchführung einer Alterssimulation ca. 240.000 Kaubelastungen mit einer einjährigen Tragedauer korreliert. In der Regel, wie auch in der vorliegenden Arbeit, werden in den Untersuchungen $1,2 \cdot 10^6$ Kauzyklen durchgeführt, woraus sich die Annahme einer simulierten Tragedauer von fünf Jahren ergibt [113]. Die zugrunde liegenden Daten beruhen jedoch nicht auf Messungen, die die tatsächlich auftretenden Kauakte betrachten. Vielmehr wurden die In-vitro Veränderungen von Komposit- und Amalgamfüllungen im Kausimulator mit dem In-vivo Verhalten dieser Füllungsmaterialien verglichen. Die Beobachtungszeiträume in diesen nicht systematisch verifizierten In-vivo Studien waren sehr kurz und die Zahl der untersuchten Proben gering. Dennoch wurden die Daten auf längere Zeiträume hochgerechnet und mit der Anzahl der In-vitro Kauzyklen verglichen [115, 132]. Gegenüber diesen Ergebnissen fand *Rosentritt et al.* bei der Registrierung der tatsächlich auftretenden Kaubewegungen erheblich höhere Werte. Nach Beobachtungen an Zahnärzten und Zahnmedizinstudenten gehen sie davon aus, dass der Mensch bis zu 800 000 Kauzyklen pro Jahr ausführt [113].

Ein anderer Grund, warum die Alterung in dieser Arbeit keinen entscheidenden Einfluss auf die Festigkeit von Zirkoniumoxid hatte, wäre eine zu geringe Kaukraft in dieser Untersuchung.

Die durchschnittlichen Kaukräfte im Molarenbereich liegen je nach Härte der Speisen zwischen 20 N und 120 N. Es können jedoch Maximalkräfte von 150 – 665 N, bei Bruxismus von bis zu 1.221 N auftreten [30]. In den meisten Studien, die die Belastbarkeit vollkeramischer Restaurationen betrachtet - wie auch in dieser, – werden bei der mechanischen Wechselbelastung Kaukräfte von 50 N angewandt [7, 8, 35, 38]. Neuere Studien arbeiten jedoch mit 200 N [118]. Eine Erhöhung der simulierten Kaukraft ist nach *Rosentritt et al.* mit einer Abnahme der Bruchfestigkeit der Restaurationen verbunden [113].

Unter diesem Gesichtspunkt erscheint eine Steigerung der Schwelllast durchaus berechtigt, da so die Belastbarkeit der Restaurationen auch unter stärkerer mechanischer Beanspruchung, sei es durch Bruxismus oder sehr harte Nahrung, besser abgeschätzt werden kann.

Vergleicht man die bearbeiteten Proben untereinander, so lässt sich ein hoher signifikanter Unterschied zwischen den korundgestrahlten und den Grün-Ring geschliffenen Proben feststellen. Auch der Unterschied zwischen den Rot-Ring bearbeiteten und den Grün-Ring bearbeiteten Proben ist signifikant. Daraus lässt sich schließen, dass jede Bearbeitung eine mehr oder weniger große Auswirkung auf die Biegefestigkeit von Zirkoniumdioxid hat, wobei die Bearbeitung mit einem Grün-Ring Diamanten den größten Biegefestigkeitsverlust mit sich bringt.

Interessant ist, dass ein einmaliges Korundstrahlen im Vergleich zur Rot-Ring Diamant Bearbeitung keine signifikanten Unterschiede zeigt. Diese Feststellung belegt, dass sogar ein einmaliges Korundstrahlen keinen geringeren Einfluss auf die Biegefestigkeit hat.

Bei der Betrachtung des Weibull-Moduls fällt auf, dass alle Proben bis auf die dreimal korundgestrahlten Proben nach der Alterung einen höheren Weibullparameter aufweisen als vor der Alterung. Eine mögliche Erklärung könnte die bei Zirkoniumoxid auftretende Phasentransformationsverstärkung liefern. Während der mechanischen Wechselbelastung kommt es ausgehend von Gefügedefekten, die durch die Bearbeitung entstanden, zu einem langsamen, unterkritischen Risswachstum. Die entstehenden Spannungen an den Rissspitzen lösen eine Transformation des Zirkoniumdioxides von der tetragonalen in die monokline Modifikation aus, und das Risswachstum wird gestoppt [37, 119]. Diese Ausheilung der Defekte verringert die Bandbreite der rissauslösenden Fehlstellen, was wiederum zu einer Zunahme des Weibull-Moduls führen kann. Mit zunehmender Zyklenzahl schreitet dieser Effekt weiter voran. Der gesteigerte Gehalt an monokliner Kristallphase bewirkt gleichzeitig eine Abnahme der Festigkeit. Im Rahmen der Weibull-Analyse wird somit nochmals deutlich, wie wichtig die gewissenhafte Verarbeitung der Keramik im Sinne einer möglichst homogenen Fehlerverteilung ist, um die Zuverlässigkeit und damit den klinischen Erfolg kalkulierbar zu machen.

6 Zusammenfassung

Das Ziel dieser In-vitro-Studie war es, die Biegefestigkeit von Zirkoniumdioxid nach unterschiedlicher Oberflächenbearbeitung und künstlicher Alterung zu untersuchen.

Die Probenaufbereitung sah vor, die Bestimmung des biaxialen Bruchversuchs nach EN ISO 6872 zu erfüllen. Dazu wurden 100 Probenplättchen mit einem Durchmesser von 15 mm, einer Dicke von 1,4 mm und planparallelen Seiten mit einer Toleranz von 0,05 mm hergestellt. Für jede der fünf unterschiedlichen Bearbeitungsformen waren 20 Plättchen vorgesehen: Rot-Ring-Diamant, Blau-Ring-Diamant, Grün-Ring-Diamant, einmal korundstrahlen, dreimal korundstrahlen.

Für den Versuchsaufbau der Diamantbearbeitung musste eine Linearschleifvorrichtung umgebaut werden, um die Anforderungen nach ISO 6872 erfüllen zu können. Aus jeder Bearbeitungsform wurden zufällig zehn Proben ausgewählt und einer Alterung entsprechend fünf Jahren unterzogen. Dazu wurden sie im „Münchner Kausimulator“ 1,2 Millionen mechanischen Lastwechseln und 10000 Temperaturwechseln von 5 °C auf 55°C unterzogen. Die Lasteinleitung erfolgt zentral auf die Proben mit 50 N. Anschließend wurden alle Proben in der Universalprüfmaschine (Zwick/ Ulm) bis zum vollständigen Bruch belastet.

Bei der anschließenden Auswertung der Ergebnisse stellte sich heraus, dass jede Bearbeitung erhebliche Auswirkung auf die Biegefestigkeit von Zirkoniumdioxid hat. Die dreimal korundgestrahlten Proben zeigten die höchste mittlere Biegefestigkeit von 1065,97 MPa gefolgt von den 1 mal korundgestrahlten Proben die eine Festigkeit von 1040,33 MPa aufwiesen. Bei den beschliffenen Proben schnitten die Rot-Ring bearbeiteten Proben am besten ab. Ihr Wert lag bei 987,2 MPa. Die mit Blau-Ring bearbeiteten Proben erreichten eine mittlere Biegefestigkeit von 928,33 MPa. Die geringste Biegefestigkeit wiesen die Grün Ring bearbeiteten Proben auf mit einem Wert von 852,94 MPa.

Als Ergebnis dieser Untersuchung stellte sich heraus, dass jede Bearbeitung einen entscheidenden Einfluss auf die Biegefestigkeit von Zirkoniumdioxid hat, wobei sich jedoch das Korundstrahlen am wenigsten auswirkt, aber dafür am wenigsten Abtrag bringt. Bei den Schleifuntersuchungen überragt der Rot Ring Diamant, der zudem noch den höchsten Substanzabtrag lieferte.

Zur Bearbeitung von Zirkoniumdioxidgerüsten kann nach dieser Untersuchung der Rot Ring Diamant empfohlen werden. Mit dieser Körnung erreicht man den größten Abtrag, aber auch den geringsten Biegefestigkeitsverlust.

6.1 Schlussfolgerung für die Praxis

Diese aufwändige Untersuchung bestätigt, dass die Unversehrtheit und Glätte der Oberfläche des gesinterten Zirkonoxidgerüsts entscheidend für die Biegefestigkeit ist. Jede Nacharbeitung verursacht eine Schädigung des Zirkoniumdioxids und somit einen Qualitätsverlust, deshalb sollte sie wenn möglich vermieden werden.

Sie kann dem Gerüst überkritische Energiemengen zuführen, die zu einer Phasenumwandlung des ZrO_2 , zu Oberflächenspannungen durch Verzerrung des Kristallgitters sowie zu Sprüngen und Spätsprüngen - auch in der Verblendung - nach Einsetzen der Restauration führen [92, 53, 137]. Falls eine Bearbeitung aber nicht vermeidbar ist, sollte auf keinen Fall ein grober Diamant verwendet werden. Empfehlenswert wäre ein Rot-Ring-Diamant (30 μm oder feiner). Mit dieser Körnung erreicht man den größten Abtrag, ohne dem Gerüst massive Schädigungen zuzuführen. Nachbearbeitungen im gesinterten Zustand sollten wegen der Auswirkungen, die durch Temperaturunterschiede entstehen, nur mit einer Nassschleifturbine durchgeführt werden [51].

Auch Korundstrahlen, wie es oft zum Säubern der Gerüste verwendet wird, sollte vermieden werden, da es bei dieser Bearbeitungsform zur Schwächung des Zirkonoxids kommen kann. [11, 130, 133, 134, 136, 137]. Bereiche, die im klinischen Einsatz stark unter Zugbelastung stehen, wie zum Beispiel Konnektoren bei Brückenkonstruktionen, sollten nach Möglichkeit ausgespart werden. Zwar kehrt ein Regenerationsbrand die Phasenumwandlungen an der Oberfläche um, er ist aber nicht geeignet, die entstandenen Mikrorisse, die durch grobe Nachbearbeitungen entstandene sind, wieder rückgängig zu machen [51].

Abschließend ist als Ergebnis zu dieser Untersuchung festzuhalten, dass mit jeder Oberflächenbearbeitung ein Biegefestigkeitsverlust einhergeht.

7 Literaturverzeichnis

1. *Addison O., Fleming G. J., Marquis P. M.*: The effect of thermocycling on the strength of porcelain laminate veneer (PLV) materials.
Dent Mater 19, 291-297 (2003).
2. *Anderson P. J.*: Measurement of stress in mastication I.
J Dent Res 35, 664-670 (1956).
3. *Apholt W., Bindl A., Lüthy H., Mörmann W. H.*: Flexural strength of Cerec 2 machines and jointed In-Ceram-Alumina and In-Ceram-Zirconia bars.
Dent Mater 17, 260-267 (2001).
4. *Ardelt T., Barth C., Daus N., Eichgrün K., Hessel D., Kries R., Pähler D., Schäfer L., Schmidt C., Sprengler R. Sroka*: Charakterisierung keramischer Oberflächen, Teil 1: Vollständige und einheitliche Beschreibung keramischer Oberflächen.
IDR 35 2, 171-179 (2001).
5. *Ardelt T., Barth C., Daus N., Eichgrün K., Hessel D., Kries R., Pähler D., Schäfer L., Schmidt C., Sprengler R. Sroka*: Charakterisierung keramischer Oberflächen, Teil 2 Einfluss der Bearbeitung auf die Oberflächentopography.
IDR 35 4, 346-351 (2001).
6. *Becker J.*: CAC – Ein Weg zur computerunterstützten Herstellung keramischer Restaurationen.
Dtsch Zahnärztl Z 51, 511-517 (1996).
7. *Beuer F., Erdelt K.-J., Schweiger J., Eichberger M., Gernet W.*: Biegefestigkeit von unterschiedlichen bearbeitetem Zirkonoxid.
Dtsch Zahnärztl Z 61, 155-157 (2006)

8. *Beuer F., Fick K., Erdelt K.-J., Gernet W.:* Marginale innere Passung von CAD-gefrästen Zirkoniumoxid-Einzelkronengerüsten bei unterschiedlichen Präparationswinkeln.
Dtsch Zahnärztl, Z 58, 517-521 (2003).
9. *Bieniek K.W., Marx, R.:* Die mechanische Belastbarkeit neuer vollkeramischer Kronen und Brückenmaterialien.
Schweiz Monatsschr Zahnmed 104 (3) 284-289 (1994).
10. *Bieniek K.W., Spiekermann H.:* Innovative vollkeramische Kronen- und Brückensysteme – Eine Kritische Bewertung.
Quintessenz 44, 529-542; 689-697 (1993).
11. *Bindl A., Mörmann W. H.:* An up to 5-year clinical evaluation of posterior In-Ceram CAD/CAM core crowns.
Int J Prosthodont 15, 451-456 (2002).
12. *Cales B., Stefani Y.:* Radioactivity of zirconia ceramics and other hip joint components.
In: Delagoutte, J. P. (Hrsg): Actualités en biomaté Paris (1995).
13. *Cales B.:* Zirconia as a sliding material: histologic, laboratory and clinical data.
Clin Orthop Relat Res 375, 94-112 (2000).
14. *Chong K.H., Chai J., Takahashi Y., Wozniak W.:* Flexural strength of In-Ceram alumina and In-Ceram zirconia core materials.
Int J Prosthodont 15, 183-188 (2002).

15. *Christel P.S., Meunier A., Heller M., Torre J. P., Peille C. N.*: Mechanical properties and short-term in-vivo evaluation of yttrium-oxide-partially-stabilized zirconia.
J Biomed Mater Res 23, 45-61 (1989).
16. *Christel P.S.*: Biocompatibility of surgical-grade dense polycrystalline alumina.
Clin Orthop Relat Res 282, 10-18 (1992).
17. *Clauss C.*: Vollkeramischer Zahnersatz auf Basis von gefrästem Zirkonoxid.
ZMK 6, 436-442 (2002).
18. *Coca I., Schwickerath J.*: Zur Beanspruchung von Kronen im Frontzahnbereich.
Dtsch Zahnärztl Z 42, 338-341 (1987).
19. *Covacci V., Bruzzese N., Maccauro B., Andreassi C., Ricci G. A., Piconi C., Marmo E., Burger W., Cittadini A.*: Invitro evaluation of the mutagenic and carcinogenic power of high purity zirconia ceramic.
Biomaterials 20, 371-376 (1999).
20. *Cramer von Clausbruch S.*: Zirkon und Zirkonium.
Dent Lab 51, 1137-1142 (2003).
21. *Curtis A. R., Wright A. J., Fleming G. J.*: The influence of surface modification techniques on the performance of a Y – TZP dental ceramic.
J Dent 34, 195-206 (2006).
22. *Cutler R. A., Reynolds J. R., Jones A.*: Sintering and characterization of polycrystalline monoclinic, tetragonal and cubic zirconia.
J Am Ceram Soc 75, 2173-2183 (1992).

-
23. *Deutsches Institut für Normung e. V.* (Hrsg.): DIN EN ISO 6872 – Dentalkeramik. Beuth Verlag, Berlin (1998).
 24. *Dorsch P., Pfeiffer T.*: Wirkung verschiedener Einflussgrößen auf die biaxiale Festigkeit von Dentalkeramiken. Quintessenz Zahntech 22, 905-914 (1996).
 25. *Drummond J. L.*: Ceramic behaviour under different environmental and loading conditions. IN: Eliades, G., Eliades, T., Brantley, w. A., Watts, D. C. (Hrsg.): Dental materials in vivo: aging and related phenomena. Quintessence Pub. Co., Cicago (2003).
 26. *Edelhoff D., Horstkemper T., Richter E.-J., Spiekermann H., Yildirim M.*: Konventionelle befestigte Empress 1-Kronen. Dtsch Zahnärztl Z 55, 326-330 (2000).
 27. *Eichner K., Kappert H.F.*: Zahnärztliche Werkstoffe und ihre Verarbeitung. Hüthig Verlag, Heidelberg, 326-372 (1996).
 28. *Evans A. G., Cannon R. M.*: Toughening of brittle solids by martensitic transformations. Acta Metall 34, 761-800 (1986).
 29. *Fäßler P.*: Untersuchung zur Bruch- und Dauerfestigkeit der Dentalkeramiken Zirkonoxid – TZP und In-Ceram. Dissertation, Universität Tübingen (1998).
 30. *Ferrario V. F., Sforza C., Zanotti G., Tartaglia G. M.*: Maximal bite forces in healthy young adults as predicted by surface electromyography. J Dent 32, 451-457 (2004).

-
31. *Filser F., Lüthy H., Kocher P., Schärer P., Gauckler L.J.:* Vollkeramischer Zahnersatz im Seitenzahnbereich.
Quintessenz Zahntechnik 28, 48-60 (2002).
 32. *Fischer - Brandies E., Winkler E., Roos H.:* Zum Grenzwert radioaktiver Verunreinigungen in Zirkondioxidkeramik (Abstract).
DGZMK - Jahrestagung, Travemünde (1994).
 33. *Fischer H., Marx R.:* Festigkeit von Dentalkeramik.
ZWR 109, 240-244 (2000).
 34. *Fischer H., Weber M., Marx R.:* Lifetime prediction of all-ceramic bridges by computational methods.
J Dent Res 82, 238-242 (2003).
 35. *Fischer J., Weinzierl P., Weber M., Marx R.:* Bearbeitungsinduzierte Schädigung von Dentalkeramik.
Dtsch Zahnärztl Z 54, 484-488 (1999).
 36. *Garvie R.C., Urbani C., Kennedy, D. R., McNeuer J.C.:* Biocompatibility of magnesia- partially stabilized zirconia (Mg-PSZ).
J Mater Sci 19, 3224-3228 (1994).
 37. *Geiselhöringer H.:* Vollkeramik – Wunschdenken und Wirklichkeit.
Ästhetische Zahnmedizin 2, 28-32 (2007)
 38. *Geis-Gerstorfer J., Kanjantra P.:* Zum Einfluss der Prüfmethode auf die Biegefestigkeit von IPS-Empress und In-Ceram.
Dtsch Zahnärztl Z 47, 618-621 (1992).

-
39. *Giordano R., 2nd*: A comparison of all-ceramic restorative systems: Part 1.
Gen Dent 47, 566-570 (1999).
 40. *Gojowy T.*: Wie arbeitet ein CAD - CAM-Fräszentrum?
Quintessenz Zahntechnik 28, 648-653 (2002).
 41. *Guazzato M., Albakry M., Ringer S. P., Swain M. V.*: Strength, fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part I. Pressable and alumina glassinfiltrated ceramics.
Dent Mater 20, 441-448 (2004).
 42. *Guazzato M., Albakry M., Ringer S. P., Swain M. V.*: Strength, fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part II. Zirconia-based dental ceramics.
Dental Mater 20, 449-456 (2004).
 43. *Guazzato M., Albakry M., Swain M. V., Irsonside J.*: Mechanical properties of In-Ceram Alumina and In-Ceram Zirconia.
Int J Prosthodont 15, 339-346 (2002).
 44. *Guazzato M., Quach L., Albakry M., Swain M. V.*: Influence of surface and heat treatments on the flexural strength of Y – TZP dental ceramic.
J Dent 33, 9-18 (2005).
 45. *Guo X.*: Property degradation of tetragonal zirconia induced by low-temperature defect reaction with water molecules.
Chem Mater 16, 3988-3994 (2004).
 46. *Hahn R., Löst C.*: Experimentelle Festigkeitsbestimmung sprödharter Restaurationswerkstoffe.
Dtsch Zahnärztl Z 48, 484-487 (1993).

-
47. *Hahn R., Löst C.:* Konventionelle Dentalporzellane versus bruchzähe Hochleistungskeramiken.
Dtsch Zahnärztl Z 47, 659-664 (1992).
 48. *Hannink R. H. J., Kelly P. M., Meddle B.C.:* Transformation toughening in zirconia containing ceramics.
J Am Ceram Soc 83, 461-487 (2000).
 49. *Hennicke, H.W.:* Zum Begriff Keramik und zur Einteilung keramischer Werkstoffe.
Ber Dtsch Keram Ges 44, 209 (1997).
 50. *Herstellerinformation: Degu Dent*
 51. *Herstellerinformation: Präparations- u. Verarbeitungsgrundlagen.*
Lava, 3MESPE
 52. *Herstellerinformation: Vita In-Ceram*
 53. *Hessert R:* Bearbeitungseigenspannungen, Randschichtschädigungen und Festigkeiten geschliffener Al_2O_3 – und ZrO_2 – Keramiken.
Diss Univ Karlsruhe (1998).
 54. *Heuer A. H., Lange F. F., Swain M. V., Evans A. G.:* Transformation toughening: an overview.
J Am Ceram Soc 83, 461-487 (2000).
 55. *Hickel R., Kunzelmann K.-H.:* Keramikinlays und Veneers.
Hanser Verlag, München (1997).

-
56. *Hohmann A., Hielscher, W.:* Lehrbuch der Zahntechnik – Band 3:
Universalien der Werkstoffkunde.
Quintessenz Verlag, Berlin (1989).
57. *Hohmann W.:* Spaltbildung an kunststoffverblendetem Zahnersatz durch
Temperaturwechsel.
Dtsch Zahnärztl Z 38, 1035-1055 (1983).
58. *Höland W.:* Pressbare Glaskeramiken : IPS und IPS Empress 2.
Quintessenz Zahntechnik 26, 723-731 (2000).
59. *Hüls A.:* Vollkeramischer Zahnersatz aus in-Ceram.
Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen (1995).
60. *Informationszentrum Technische Keramik:* Brevier Technische Keramik.
Fahner Verlag, Lauf (1999).
61. *Internationale Organization for Standardization* (Hrsg.) ISO 13356
Implants for surgery – Ceramic materials based on Yttria - stabilized
tetragonal zirconia (Y-TZP).
International Organization for Standardization, Genf (1997).
62. *Joung Y. G., Peterson I. M., Kim, D. K., Lawn, B. R.:* Lifetime-limiting strength
degradation from contract fatigue in dental ceramics.
J Dent Res 79, 722-731 (2000).
63. *Kappert H. F., Knipp U., Wehrstein A., Kmitta M., Knipp J.:* Festigkeit von
zirkonoxidverstärkten Vollkeramikbrücken aus In-Ceram.
Dtsch Zahnärztl Z 50, 683-685 (1995).

-
64. *Kappert H. F., Knode H., Manzotti L.*: Metallfreie Brücken für den Seitenzahnbereich.
Dent Lab 38, 177-183 (1990).
65. *Kappert H.F., Krah M.*: Keramiken – Eine Übersicht.
Quintessenz Zahntechnik 27, 668-704 (2001).
66. *Kern M., Pröbster L.*: Vollkeramik für ästhetische und dauerhafte Restaurationen.
Dental Praxis 14, 269-276 (2002).
67. *Kohorst P., Stiesch-Scholz M.*: Hochleistungskeramiken in der Zahnmedizin.
Dentalzeitung 7, 12-15 (2006).
68. *Kosmac T., Oblak C., Jevnikar P., Funduk N., Marion L.*: Strength and reliability of surface treated Y – TZP dental ceramics.
J Biomed Mater Res 53, 304-313 (2000).
69. *Kosmac T., Oblak C., Jevnikar P., Funduk N., Marion L.*: The effect of surface grinding and sandblasting on flexural strength and reliability of Y – TZP zirconia ceramic.
Dental Mater 15, 426-433 (1999).
70. *König W., Klocke R.*: Fertigungsverfahren. Bd. 2: Schleifen, Honen, Läppen.
3. Auflage. Düsseldorf: VDI-Verlag (1996).
71. *Kreijci I., Reich T., Lutz F., Albertoni M.*: An in vitro test procedure for evaluating dental restoration systems. 1. A computer-controlled mastication simulator.
Schweiz Monatsschr Zahnmed 100, 953-960 (1990).

-
72. Kunzelmann K.-H., Pospiech P., Mehl A., Frankenberger R., Reiss B., Kern M.: Vollkeramik auf einen Blick. Eigenverlag AG Keramik, 76255 Ettlingen (2006).
73. Kurbad A., Reichel K.: Cerec in Lab – State of the art. Quintessenz Zahntech, 27, 1056-1074 (2001).
74. Lawn B., Evans A. G.: A model of crack initiation in elastic / plastic indentation fields. Journal of Mat, 12, 2195-2199 (1977).
75. Lee S.K., Tandon R., Readey M.J., Lawn B.: Scratch damage in zirconia ceramics. J Am Ceram Soc 83, 1428-1432 (2000).
76. Lehner C., Studer S., Schärer P.: Seven-year results of leucite-reinforced glass-ceramic inlays and onlays. J Dent Res 77 (Spec Iss A), 803 (Abstract 1369) (1998).
77. Litu P. R.: A panorama of dental CAD/CAM restorative Systems. Compend Contin Educ Dent 26, 507-527 (2005).
78. Luthardt R. G., Herold Vi, Sankuhl O., Reitz B., Knaak J. P., Lenz E.: Kronen aus Hochleistungskeramik. Dtsch Zahnärztl Z 53, 280-285 (1998).
79. Luthardt R. G., Holzhüter M., Sandkuhl O., Herold V., Schnapp J. D., Kuhlisch E., Walter M.: Reliability and properties of ground Y-TZP-zirconia ceramics. J Dent Res 81, 487-491 (2002).
80. Luthardt R. G., Rudolph H.: Der richtige Werkstoff. ZWP 4, 12-16 (2001).

-
81. *Luthardt R., Rudolph H., Sandkuhl O., Walter M.*: Aktuelle CAD/CAM-Systeme zur Herstellung von keramischem Zahnersatz.
ZWR 110, 747-754, 797-802 (2001).
82. *Maier H. R.*: Leitfaden Technischer Keramik: Werkstoffkunde II, Keramik.
Selbstverlag Institut für keramische Komponenten im Maschinenbau.
Aachen (1991).
83. *Marc S.*: Vita In-Ceram Alumina, Verarbeitungsanleitung.
Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen (2002).
84. *Marshall D. B., Evans A. G.*: The nature of machining damage in brittle materials.
Proc R Soc Lond A385, 461-475 (1983).
85. *Marx R., Fischer H., Weber M., Jungwirth F.*: Rissparameter und Weibullmodule: unterkritisches Risswachstum und Langzeitfestigkeit vollkeramischer Materialien.
Dtsch Zahnärztl Z 56, 90-98 (2001).
86. *Marx R.*: Moderne keramische Werkstoffe für ästhetische Restaurationen – Verstärkung und Bruchzähigkeit.
Dtsch Zahnärztl Z 48, 229-236 (1993).
87. *Marxkors R., Meiners H.*: Taschenbuch der zahnärztlichen Werkstoffkunde.
Carl Hanser Verlag, München 157-170 (1993).
88. *McLean J. W., Hughes, T. H.*: The reinforcement of dental porcelain with ceramic oxides.
Br Dent J 119, 251-265 (1965).
89. *McLean J.W.*: Wissenschaft und Kunst der Dentalkeramik.
Quintessenz Verlag, Berlin (1978).

-
90. *Mehl A.*: Moderne CAD/CAM-Technologie in der Zahnheilkunde.
www.ag-keramik.de
91. *Mehl A.*: Sind CAD/CAM und Vollkeramik die richtigen Partner?
www.ag-keramik.de
92. *Mörmann W. H., Ender A., Durm E., Michael J., Wolf P.*: Zirkonoxidgerüste bei Kronen und Brücken: aktueller Stand.
Deutsch Zahnarzt Z 62 3 (2007).
93. *Munz D., Fett T.*: Mechanisches Verhalten keramischer Werkstoffe.
Springer Verlag, Berlin, Heidelberg (1989).
94. *Nielsen R.*: Zirconium and zirconium compounds. In: Gerhartz, W. (Hrsg.):
Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry.
Wiley-VCH, Weinheim, New York (1996).
95. *Nose T., Fujii T.*: Evaluation of fracture toughness for ceramic materials by a single-edge-precracked-beam method.
J Am Ceram Soc 71, 328-333 (1988).
96. *Oh W., Gotzen N., Anusavice K. J.*: Influence of connector design on fracture probability of ceramic fixed-partial dentures.
J Dent Res 81, 623-627 (2002).
97. *Opferkuch S. Zmt.*: Das richtige Werkzeug.
Dental-labor LIV, Heft 5/(2006).
98. *Pfeiffer P., Marx R.*: Temperaturbelastungen von Adhäsivbrücken und ihre Auswirkungen auf die Verbundfestigkeit der Klebeverbindung.
Schweiz Monatsschr Zahnmed 99, 782-786 (1989).

-
99. *Pospiech P., Tinschert J., Raigrodski A.*: Keramik – Vollkeramik.
3M ESPE AG; 82229 Seefeld (2004).
100. *Pröbster L.*: Die Entwicklung der vollkeramischen Restauration –
ein historischer Abriss (I).
Quintessenz 48,7,939-947 (1997).
101. *Pröbster L.*: Klinische Langzeiterfahrungen mit Vollkeramikkkronen
aus In-Ceram.
Quintessenz 48, 1639-1646 (1997).
102. *Pröbster L.*: Sind vollkeramische Kronen und Brücken wissenschaftlich
anerkannt?
Dtsch Zahnärztl Z 56, 575-576 (2001).
103. *Quinn J. B., Sundar V., Lloyd I. K.*: Influence of microstructure and chemistry on
the fracture toughness of dental ceramics.
Dent Mater 19, 503-611 (2003).
104. *Rech H.*: Keramische Prothetik.
27 Meusser Verlag Berlin (2002).
105. *Reuling N., Siebert, G.K.*: Keramische Werkstoffe – Entwicklungsstand und
Bedeutung.
Dent Lab 37, 67-71 (1989).
106. *Rheinberger V.*: Materialtechnologie und Eigenschaften einer neuen
Lithiumdisilicat Glaskeramik.
ZWR 108, 214-217 (1999).

107. *Riedling W.*: Fortschritte der gegossenen Glaskeramik.
Zahnärztl Mitt 79, 1678 (1989).
108. *Rieger W., Köbel S., Weber W.*: Herstellung und Bearbeitung von Zirkonoxid-Keramiken für dentale Anwendungen.
Digital Dental News, 8-14 (2007).
109. *Rieger W.*: Aluminium- und Zirkonoxidkeramik in der Medizin.
IDR Industrie Diamanten Rundschau – Biokeramik 2 116 (1993).
110. *Riquier R., Girrbach K.*: Digident – CAD/CAM in zahntechnischer Hand.
Quintessenz Zahntechnik 27, 1036-1042 (2001).
111. *Romeed S. A., Fok S. L., Wilson N. H.*: Finite element analysis of fixed partial denture replacement.
J Oral Rehabil 31, 1208-1217 (2004).
112. *Rosenblum M. A., Schulman A.*: A review of all-ceramic restorations.
J Am Dent Assoc 128, 297-307 (1997).
113. *Rosentritt M., Behr M., Gebhardt R., Handel G.*: Influence of stress simulation parameters on the fracture strength of all-ceramic fixed-partial dentures.
Dent Mater 22, 176-182 (2006).
114. *Rudolph H., Quaas S., Luthardt R. G.*: CAD/CAM – Neue Technologien und Entwicklungen in Zahnmedizin und Zahntechnik.
Dtsch Zahnärztl Z 58, 559-569 (2003).
115. *Sakaguchi R. L., Douglas W. H., DeLong R., Pinatado M. R.*: The wear of a posterior composite in an artificial mouth: a clinical correlation.
Dent Mater 2, 235-240 (1986).

-
116. *Saljé E., Möhlen, H.:* Prozessoptimierung beim Schleifen keramischer Werkstoffe.
IDR 21 4, 243-247 (1987).
117. *Schmidt A., Michael W., Böning K.:* CAD/CAM/CIM-Systeme in der restaurativen Zahnmedizin.
Quintessenz 49, 1111-1122 (1998).
118. *Schüller K.H., Hennicke H.W.:* Zur Systematik der keramischen Werkstoffe.
Ceram Forum 62, 259-263 (1985).
119. *Schweiger:* Zirkoniumoxid-Hochfeste und bruchzähe Strukturkeramik.
Ästhetische Zahnmedizin 5, 248-257 (2004).
120. *Sorensen J. A., Kang S. K., Torres T. J., Knode H.:* In-Ceram fixed partial dentures: Three year clinical trials.
J Cal Dent Assoc 26, 207-214 (1989).
121. *Spur G.:* Keramikbearbeitung – Schleifen Honen Läppen Abtragen.
Carl Hanser Verlag, München-Wien (1989).
122. *Stark H.:* Dicor - Restaurationen.
Dtsch Zahnärztl Z 55, 726-727 (2000).
123. *Strub J.R., Beshmidt S. M.:* Fracture strength of 5 different all-ceramics crown systems.
Int J Prosthodont 11, 602-609 (1998).
124. *Strub J.R., Türp J.C., Witkowski S., Hürzeler M.B., Kern M.:* Curriculum Prothetik Band I-III.
Quintessenz Verlag, Berlin 43-61 (1999).

125. *Strub J.R.*: Vollkeramische Systeme.
Dtsch Zahnärztl Z 47;566-576 (1992).
126. *Suttor D.*: Zur wirtschaftlichen Fertigung vollkeramischer Zirkonoxid-Restaurationen: Ob grün, gesintert oder gehippt – ein Vergleich lohnt sich.
DZW 4, 9-11 (2004).
127. *Thiel N.*: Vita In-Ceram-Spinell, Verarbeitungsanleitung.
Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen (2002).
128. *Tietz H. D.*: Technische Keramik: Aufbau, Eigenschaften, Herstellung, Bearbeitung, Prüfung.
VDI-Verlag, Düsseldorf (1994).
129. *Tinschert J., Natt G., Doose B., Fischer H., Marx R.*: Seitenzahnbrücken aus hochfesten Strukturkeramik.
Dtsch Zahnärztl Z 54, 545-550 (1999).
130. *Tinschert J., Natt G., Mautsch W., Augthun M., Spiekermann H.*: Fracture resistance of lithium disilicate-, alumina-, and zirconia-based three-unit fixed partial dentures: a laboratory study.
Int J Prosthodont 14, 231-238 (2001).
131. *Tinschert J., Schimmang A., Fischer H., Marx R.*: Belastbarkeit von zirkonoxidverstärkter In-Ceram Alumina-Keramik.
Dtsch Zahnärztl Z 54, 695-699 (1999).
132. *Tinschert J., Zvez D., Marx R.*: Bruchwahrscheinlichkeit von verschiedenen Materialien für vollkeramische Restaurationen.
Dtsch Zahnärztl Z 51, 406-409 (1996).

133. *Türp J. C.*: Sind Vollkeramikbrücken praxisreif?
Dtsch Zahnärztl Z 56, 136-139 (2001).
134. *Völkl L.*: Cercon – Das CAM-Vollkeramiksysteem von Degussa Dental.
Quintessenz 52, 811-814 (2001).
135. *Van Ramos., Sieber C.*: Zur Vollverblendung von Zirkonoxidgerüsten und zur Individualisierung von geschliffenen Feldspatkronen.
Verarbeitungsanleitung Vita VM9, Stand 3 (2007).
136. *Vollkeramik München* – Arbeitsgruppe.
Poliklinik für Zahnärztliche Prothetik. www.zirkondioxid.de
137. *Warnecke G., Rosenberger U., Wimmer J.*: Mikrovorgänge bei Schleifen von Hochleistungskeramik.
IDR 27 4, 247-252 (1993).
138. *Weber H., Netuschil L.*: Biokompatibilität und Plaquewachstum bei unterschiedlichen Restaurationsmaterialien.
Dtsch Zahnärztl Z 47, 278-281 (1992).
139. *Weber W., Rieger W., Clause, J., Schmotzer M.*: Zirconia-alumina: a alternative bearing for hip arthroplasty.
Key Engineering Materials 192-195, 533-536 (2001).
140. *Weibull W.*: A statistical distribution funktion of wide application.
J Appl Mech 9, 293-297 (1996).
141. *Witkowski, S.*: Computer Intefrated Manufacturing (CIM) als Konzept für das zahntechnische Labor.
Quintessenz Zahntech 28, 374-386 (2002).

142. *Wohlwend A.*: Verfahren und Ofen zur Herstellung von Zahnersatzteilen.
Etablissement Dentaire Ivoclar, Europäische Patentanmeldung 0 231 773 (1987).
143. *Zhang Y., Lawn B.*: Long-term strength of ceramics for biomedical applications.
J Biomed Mater Res 69, B, 166-172 (2004).
144. *Zhang Y., Lawn B.R., Rekow E. D., Thompson V. P.*: Effect of sandblasting on the long-term performance of dental ceramics.
J Biomed Mater Res 71, B, 381-386 (2004).
145. *Zimmer D., Gerds T., Strub J.R.*: Survival rate of IPS-Empress 2 all-ceramic crowns and bridges: three year's results.
Schweiz Monatsschr Zahnmed 114, 115-119 (2004).

8 Materialliste

- **Alkohol**
- **Voco Solvitan** - Reinigungslösung / Cuxhaven
- **Zirkoniumdioxidplättchen** - Kavo Everest ZS/ Germany
- **Uhu Endfest 300** / Henkel / Düsseldorf
- **Diamantschleifpapier** - Körnung 40 µm, 20µm/ Struers/ Willich
- **Klebewachs** - Ocon-200-Quarz Wax/ Logitech/ Glasgow
- **Hanel Shimstock-Metallfolie** 8µm/ roeko/ Langenau
- **Diamanten**/bredent/Senden
Rot Ring ISO 806314158/514/014; Ref.-No.: E158FF14; Lot.-No.: 970731
Blau Ring ISO 8063148158/524/014; Ref.-No.: E158NF14; Lot.-No.: 9805
Grün Ring ISO 806314158/534/014; Ref.-No.: E158CF14; Lot.-No.: 9751
- **Probenträger (REM)** - 0“5“ Aluminium Specimen Stubs/ Agar
- **Klebetabs (REM)** - Leit – Taps/ Plano/ Marburg

9 Danksagung

Mein besonderer Dank richtet sich an all diejenigen, die mich während der Zeit der Forschungs- und Diskussionsarbeit begleitet und unterstützt haben, ohne deren Hilfe der erfolgreiche Abschluss der Dissertationsschrift weitaus schwerer gewesen wäre.

Mein Dank gilt Herrn Professor Dr. Dr. h.c. W. Gernet, Direktor der Poliklinik für Zahnärztliche Prothetik der LMU München, für die Bereitstellung der Dissertationsarbeit und Nutzungsmöglichkeit der Einrichtung der Klinik.

Oberarzt Dr. F. Beuer danke ich besonders für die immer schnelle, kompetente, freundliche Beratung und Hilfe bei der praktischen und schriftlichen Fertigstellung dieser Arbeit.

Dem gesamten Zahntechniker-Team der Poliklinik für Zahnärztliche Prothetik für die Hilfsbereitschaft. Besonderes hervorheben möchte ich Herrn J. Schweiger, der mit seinem Fachwissen zu einem steten Fortschreiten der praktischen Durchführung der Dissertation beigetragen hat, und Frau M. Eichberger für die unermüdliche Beantwortung meiner Fragen und ihre positiven Worte, die mich immer wieder motiviert haben.

Herrn Dr. Dipl. Ing. K. Erdelt danke ich für die technische Unterstützung vor allem in Fragen der Datenverarbeitung.

Doch meine größte Dankbarkeit möchte ich meinem Vater aussprechen, ohne den diese Arbeit niemals zustande gekommen wäre. Durch seine unglaubliche fachliche und praktische Kompetenz ermöglichte er mir diese Arbeit zu Ende zu führen.

Zuletzt danke ich meinem Freund M. Anzenhofer für seine Rücksichtnahme und sein Verständnis für so manche Laune, zu der ich mich während dieser Arbeit hinreißen ließ.

10 Lebenslauf

Angaben zur Person

Nachname, Vorname	Gruber, Monika
Geburtsdatum	17. September 1972
Geburtsort	Haag
Staatsangehörigkeit	deutsch
Konfession	römisch-katholisch
Familienstand	ledig

Schulbildung:

September 1979 – Juli 1985	Grund u. Teilhauptschule Maitenbeth
September 1985 – Juli 1988	Hauptschule Haag

Berufsbildung:

August 1988 – Juni 1991	Ausbildung zur Zahnmed. Assistentin
-------------------------	-------------------------------------

Beruf:

Juli 1991 – September 1996	Arbeit als Geselle und Weiterbildung zur Zahnmed. Fachangestellten in der Praxis Dr. Schneider Haag
Oktober 1996 – Juni 2006	Arbeit als Zahnmedizinische Fachangestellte in der Praxis Dr. Mathias Kirchseon

Hochschulbildung:

September 1997 – Juli 1998	Berufsaufbauschule Rosenheim
September 1998 – Juli 2000	Berufsoberschule München
April 2001 – Juli 2006	Studium der Zahnmedizin an der Ludwig-Maximilian-Universität in München
Oktober 2002	Naturwissenschaftliche Vorprüfung
September 2003	Zahnärztliche Prüfung
Juli 2006	Approbation als Zahnärztin

Beruf:

Seit Oktober 2006	Assistentin in der Zahnarztpraxis Dr. Mathias in Kirchseon
-------------------	--